

А. И. САМОХОЦКИЙ
Н. Г. ПАРФЕНОВСКАЯ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ
МЕТАЛЛОВ**

Р е ц е н з е н т

д-р техн. наук проф. К. З. Шепеляковский

Самохоцкий А. И., Парфеновская Н. Г.

С17 Технология термической обработки металлов. Изд. 2-е, перераб. и доп. М., «Машиностроение», 1976.

311 с. с ил.

В учебнике изложены основы теории и практики термической и химико-термической обработки различных металлов и сплавов. Особое внимание обращено на новые методы и интенсификацию процессов термической обработки сталей, механизацию и автоматизацию производственных процессов. Приведены конкретные примеры технологии термической обработки на передовых машиностроительных предприятиях.

Учебник предназначен для учащихся средних специальных учебных заведений по специальности «Металловедение и термическая обработка металлов».

С $\frac{31103-096}{038 (01)-76}$ 96—76

6П4.51

© Издательство «Машиностроение», 1976 г.

ВВЕДЕНИЕ

В развитии машиностроительной промышленности значительная роль принадлежит термистам, так как термическая обработка является одной из основных, наиболее важных операций общего технологического цикла обработки, от правильного выполнения которой зависит качество (механические и физико-химические свойства) изготавливаемых деталей машин и механизмов, инструмента и другой продукции.

Перспективным направлением совершенствования технологии термической обработки является интенсификация процессов нагрева, установка агрегатов для термической обработки в механических цехах, создание автоматических линий с включением в них процессов термической обработки, а также и разработка методов, обеспечивающих повышение прочностных свойств металлических материалов и эксплуатационных свойств деталей, их надежности и долговечности. Только изучив теорию и практику термической обработки металлов, термист может успешно работать на современных машиностроительных заводах, успешно внедрять в технологию термической обработки новейшие достижения науки и техники, бороться за механизацию и автоматизацию технологических процессов.

Задачей настоящего учебника является ознакомление учащихся с теорией процессов термической и химико-термической обработки и практическими технологическими процессами термической обработки, применяемыми на машиностроительных заводах.

От техника-технолога требуются не только глубокие знания теории и практики термической обработки, но и умение самостоятельно выбрать и разработать наиболее эффективный технологический процесс термической обработки для различных деталей и инструментов с использованием новейших достижений в этой области, умение выбрать наиболее рациональный метод контроля,

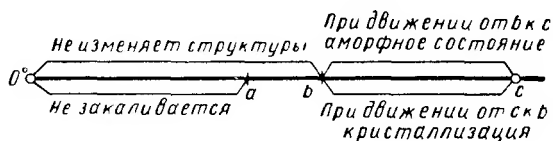


Рис. 1. Критические точки
Д. К. Чернова (1868 г.)

установить возможные причины дефектов, методы их предупреждения и исправления, использовать все технические возможности и правильно организовать работу на своем участке.

При термической обработке в результате нагрева до определенной температуры и охлаждения происходит изменение строения металла и, как следствие этого, изменение его механических и физических свойств. Термической обработке подвергают как полуфабрикаты, так и окончательно изготовленные детали. Полуфабрикаты подвергают термической обработке для улучшения структуры, снижения твердости (улучшения обрабатываемости), а детали — для придания им определенных, требуемых свойств (твердости, износостойкости, прочности и др.).

В результате термической обработки свойства сплавов могут быть изменены в широких пределах. Возможность значительного повышения механических свойств после термической обработки по сравнению с исходным состоянием позволяет увеличить допускаемые напряжения, уменьшить размеры и массу машин и механизмов, повысить надежность и срок службы изделий. Улучшение свойств в результате термической обработки позволяет применять

сплавы более простых составов, а поэтому более дешевые. Сплавы приобретают также некоторые новые свойства, в связи с чем расширяется область их применения. Поэтому термическую обработку применяют во всех отраслях промышленности, занятых обработкой металлов и металлических сплавов.

Выдающийся русский ученый Дмитрий Константинович Чернов, наблюдая изменение цвета калия при ее нагреве и охлаждении, определил температуру нагрева стали «на глаз» и открыл критические точки (точки Чернова), которые обозначил символами a , b , c (рис. 1).

В дальнейшем Д. К. Чернов графически изобразил влияние углерода на положение критических точек, воспроизведя при этом

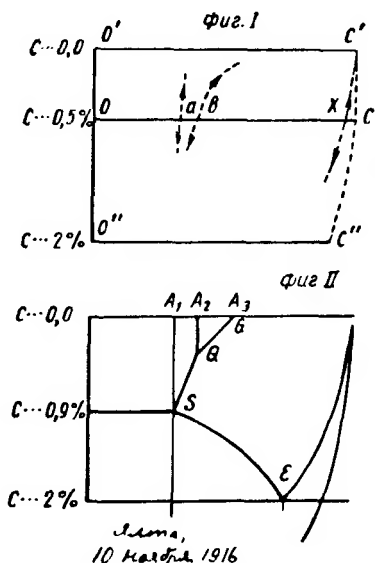


Рис. 2. Схематическое изображение
Д. К. Черновым диаграммы железо—углерод

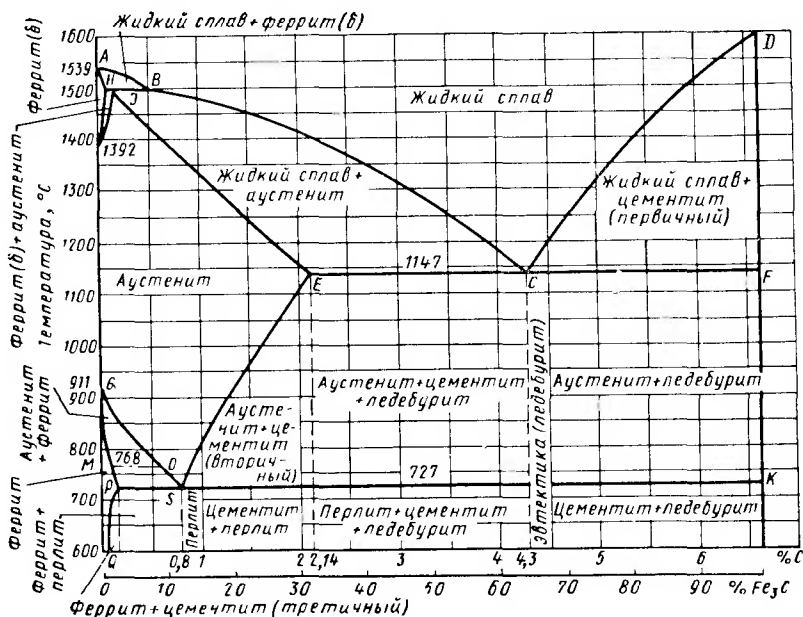


Рис. 3. Диаграмма состояния Fe—Fe₃C

очертания важнейших линий диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов (рис. 2, фиг. I; на фиг. II этого рисунка для сопоставления Д. К. Черновым приведена построенная позднее Р. Аустеном диаграмма состояния железо—углерод).

По современным представлениям точкой *a* Чернова является точка *A*₁; точкой *в* является точка *A*₃; точка *х* — начало плавления; точка *с* — конец плавления стали. В результате коллективного труда многих исследователей, развивших идеи Д. К. Чернова, была создана точная диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов (рис. 3).

Большие успехи достигнуты в разработке теории термической обработки и методов технологии термической обработки в годы пятилеток. Вместе с ростом социалистической индустрии, созданием передового советского машиностроения развивалась советская наука о термической обработке, создавались и внедрялись новые, прогрессивные методы термической обработки. Благодаря работам акад. Г. В. Курдюмова в области закалки и отпуска стали установлены природа и свойства мартенсита и определен характер превращений, происходящих при отпуске. Изучение изотермических превращений аустенита способствовало широкому распространению изотермических процессов, дающих значительный технико-экономический эффект в промышленности. Например, при изотермическом отжиге сокращается продолжительность процесса,

при изотермической закалке резко уменьшаются напряжения и коробление. Огромное значение имеет разработка методов поверхностной закалки при нагреве токами высокой частоты (т. в. ч.). Эти процессы — одни из наиболее прогрессивных в термической обработке — внедрены на многих заводах страны. Разработан термомеханический метод упрочнения, значительно повышающий механические свойства стали. Процессы химико-термической обработки стали широко внедряются и непрерывно совершенствуются. Разработаны и рационализированы технологические процессы термической обработки серых и белых чугунов, сплавов цветных металлов. В развитии учения о термической обработке, создании прогрессивных методов технологии термической обработки советская наука и практика занимают ведущее место.

Раздел первый

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Глава I

ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ ТЕОРИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

§ 1. ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ ОБРАБОТКУ

Термической обработкой называют процессы, заключающиеся в тепловом воздействии на сплав по определенным режимам для изменения его структуры и свойств. От термической обработки зависят качество и стойкость деталей и инструмента.

На результат термической обработки влияют следующие факторы: время (скорость) нагрева, температура нагрева, время (продолжительность) выдержки, время (скорость) охлаждения. Таким образом, основными факторами термической обработки являются температура и время. Поэтому процесс термической обработки обычно изображают в виде

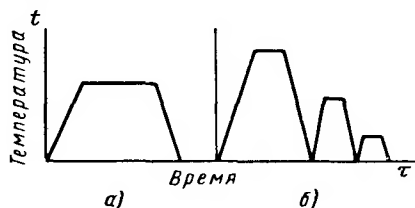


Рис. 4. Графики термической обработки:

а — простой; б — сложный

графика в координатах «температура t — время τ » (рис. 4). Если термическая обработка состоит только из одной операции, то она называется простой (см. рис. 4, а), а если из нескольких операций — сложной (см. рис. 4, б).

К операциям термической и химико-термической обработки относят: отжиг (полный, неполный, изотермический, на зернистый перлит, диффузионный и рекристаллизационный); нормализацию; закалку (непрерывную в одной среде, прерывистую, ступенчатую, изотермическую, различные виды поверхностной закалки); отпуск; старение; обработку холодом; термомеханическую обработку; цементацию; азотирование; цианирование; нитроцементацию и др.

§ 2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ

Основные виды термической обработки — отжиг (с фазовой перекристаллизацией) и закалка с отпуском — применимы только для тех сплавов, которые образуют диаграмму состояния с огра-

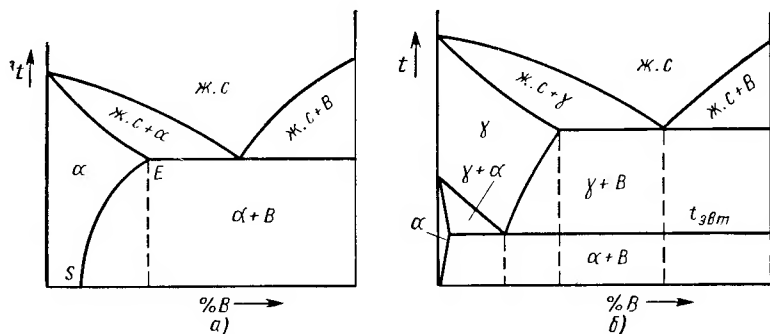


Рис. 5. Диаграммы состояния:

а — с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии, уменьшающейся с понижением температуры; *б* — с аллотропическими превращениями

ниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии, уменьшающейся с понижением температуры (рис. 5, *а*) или с аллотропическими превращениями (рис. 5, *б*). В первом случае (см. рис. 5, *а*) при нагреве сплавов с концентрацией компонента В от точки *S* до точки *E* можно получить однородный твердый раствор α и быстрым охлаждением зафиксировать его при температуре 20° С (закалка) с получением пересыщенного твердого раствора. При этом наиболее часто прочность несколько повышается, а пластичность не изменяется. При последующем нагреве (отпуске) будет происходить выделение из пересыщенного раствора α избыточной фазы В. При этом резко повышаются прочность и твердость и несколько снижается пластичность. Во втором случае (см. рис. 5, *б*) из исходного состояния $\alpha + B$ -фаз при нагреве можно получить γ -фазу. При последующем медленном охлаждении вновь образуются $\alpha + B$ -фазы (отжиг с фазовой перекристаллизацией), а при быстром охлаждении (закалке) будет фиксироваться фаза, называемая мартенситом, обладающая высокой твердостью и прочностью.

§ 3. ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ

Превращение перлита в аустенит. Согласно нижней левой части диаграммы состояния железо—цементит (рис. 6) при нагреве стали перлит превращается в аустенит при температуре критической точки A_1 (линия *PSK*, температура 727° С). В действительности превращение перлита в аустенит (а также и обратное превращение аустенита в перлит) не может происходить при 727° С, так как при этой температуре свободная энергия перлита равна свободной энергии аустенита (рис. 7). Поэтому для превращения перлита в аустенит температура нагрева должна быть обязательно немного выше равновесной температуры 727° С, т. е. должен быть так называемый перенагрев, так же как для превращения аустенита в перлит должно быть обязательно некоторое переохлаждение.

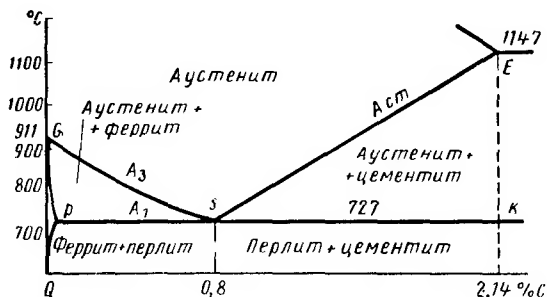


Рис. 6. Нижняя левая часть диаграммы состояния Fe—Fe₃C

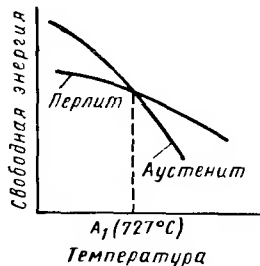


Рис. 7. Изменение свободной энергии аустенита и перлита в зависимости от температуры

Процесс превращения перлита в аустенит в эвтектоидной стали (содержащей 0,8% С) при нагреве происходит следующим образом (рис. 8). Сталь в исходном состоянии представляет смесь фаз феррита (α -железо) и цементита (рис. 8, а). При нагреве несколько выше критической точки A_1 (727° С) на границе ферритной и цементитной фаз начинается превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, приводящее к образованию низкоуглеродистого аустенита, в котором растворяется цементит (рис. 8, б—г). Образующийся аустенит химически неоднороден. Концентрация углерода на границе с цементитом значительно выше, чем на границе с ферритом. Превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает быстрее, чем растворение цементита, и поэтому, когда все α -железо (феррит) превратится в γ -железо (аустенит), цементит еще остается (рис. 8, д). После растворения всего цементита превращение заканчивается (рис. 8, е), но образовавшийся аустенит имеет неравномерную концентрацию углерода по объему, уменьшающуюся от центра к периферии зерна. Только после дальнейшего повышения температуры или дополнительной выдержки аустенит в результате диффузии углерода становится однородным по всему объему.

При наличии избыточного феррита (доэвтектоидные стали) неоднородность аустенита становится еще большей. Это объясняется тем, что избыточный феррит позднее (при более высокой температуре) переходит в γ -железо и насыщается углеродом (путем диффузии) из расположенных рядом участков ранее образовавшегося аустенита.

На скорость превращения перлита в аустенит влияют многие факторы: температура превраще-

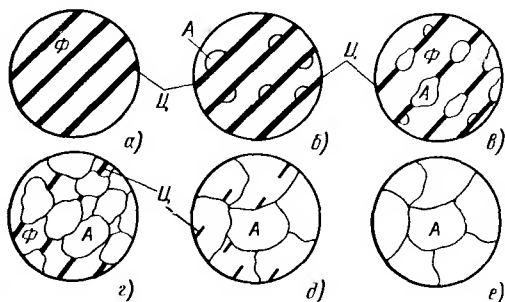


Рис. 8. Схема образования аустенитных зерен

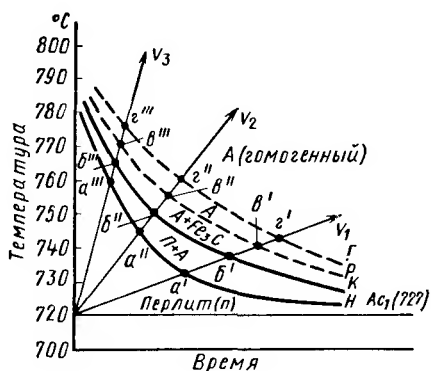


Рис. 9. Схема превращения перлита в аустенит при постоянной температуре и непрерывном нагреве:

H — начало образования аустенита (A);
 K — окончание образования аустенита;
 P — окончание растворения Fe_3C ; и G —
 окончание гомогенизации

между точками a и $б$. При нагреве со скоростью, соответствующей лучу v_1 , превращение перлита в аустенит ($P \rightarrow A$) начинается в точке a' и заканчивается в точке $б'$. В точке $б'$ заканчивается растворение цементита и в точке $з'$ — гомогенизация аустенита. Если скорость нагрева больше (луч v_2), то превращение $P \rightarrow A$ начинается и заканчивается при более высоких температурах (точки a'' и $б''$). При еще более высоких температурах (точки a''' и $б'''$) начинается и заканчивается превращение $P \rightarrow A$ при нагреве со скоростью, соответствующей лучу v_3 . Таким образом, чем быстрее нагрев, тем при более высоких температурах начинается и заканчивается превращение перлита в аустенит. Время, необходимое для перлитно-аустенитного превращения, уменьшается с повышением скорости нагрева¹.

Аустенит образуется на границе ферритной и цементитной фаз, поэтому чем больше протяженность границ между ферритом и цементитом, и мельче (дисперснее) структура перлита, тем быстрее совершается превращение. Самое быстрое превращение присуще мелкопластинчатому перлиту; медленнее осуществляется превращение при наличии мелкозернистого перлита и наиболее медленно — при крупнозернистом перлите.

Рост зерна аустенита при нагреве. Зерна аустенита, образующиеся при нагреве стали выше критической точки A_1 , получаются мелкими (начальное зерно аустенита). При повышении температуры происходит рост зерен, заключающийся (как один из

ния, скорость нагрева, дисперсность исходной структуры, химический состав стали.

Влияние температуры и скорости нагрева на превращение перлита в аустенит показано на рис. 9. С повышением температуры скорость перлитно-аустенитного превращения увеличивается. Это объясняется тем, что превращение перлита в аустенит носит диффузионный характер, а с повышением температуры диффузионные процессы ускоряются.

При непрерывном нагреве (лучи $v_1—v_3$, показывающие нагрев с какой-то определенной скоростью) превращение происходит в интервале температур

¹ По данным некоторых исследователей превращение перлита в аустенит начинается сразу же при нагреве до температуры несколько выше точки A_1 ($727^\circ C$).

механизмов роста зерна аустенита) в слиянии и поглощении более мелких зерен более крупными. При росте зерна атомы переходят (в результате самодиффузии) от соседнего зерна к растущему через границу, вследствие чего границы зерен перемещаются.

На рис. 10 приведена микротография поверхности образца технического железа, выдержанного в вакууме при 1000°C в течение 30 мин (границы зерен отмечены стрелками), после чего температура была повышена до 1050°C на 10 мин (границы новых зерен отмечены стрелками с черными кружками). Скорость роста зерен аустенита увеличивается с повышением температуры.

От размера зерна аустенита, образовавшегося при нагреве (действительного зерна), зависит размер зерна продуктов распада аустенита. Если зерно аустенита мелкое, то и продукты распада аустенита получаются мелкими. От размера действительного зерна зависят также механические свойства стали, главным образом вязкость, значительно понижающаяся с увеличением размера зерна.

Размер наследственного (природного) зерна * влияет на технологические свойства стали. Если, например, сталь наследственно мелкозернистая, то ее можно нагревать до высокой температуры ($950\text{—}1000^{\circ}\text{C}$), не опасаясь получения крупного зерна.

§ 4. ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

Распад переохлажденного аустенита (диаграмма изотермического превращения аустенита). Распад аустенита может происходить только при температурах ниже 727°C (критическая точка A_1), когда свободная энергия аустенита выше свободной энергии продуктов его превращения (см. рис. 7). Следовательно, для распада аустенит должен быть переохлажден. От степени переохлаждения, т. е. от температуры, при которой происходит распад аустенита, зависят скорость превращения и строение продуктов распада аустенита. Закономерности этого процесса характеризуются диаграммой изотермического превращения аустенита, т. е. распадом аустенита при постоянной температуре.

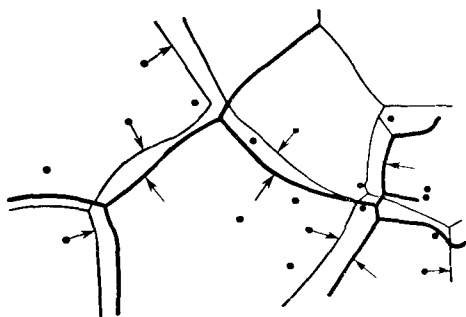


Рис. 10. Двойная сетка границ зерен, выявленная методом высокотемпературной металлографии; $\times 200$ (М. Г. Лозинский)

¹ Наследственное (природное) зерно характеризует склонность стали к росту зерна аустенита при нагреве.

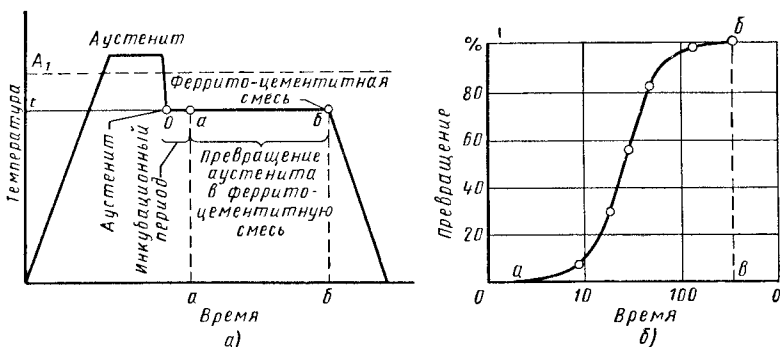


Рис. 11. График (а) и кинетическая кривая (б) изотермического превращения аустенита

Если нагретую до состояния аустенита сталь быстро охладить до температуры ниже температуры в критической точке A_1 и затем выдержать при данной температуре, то превращение аустенита в феррито-цементитную смесь будет проходить в течение определенного времени. Такой процесс превращения аустенита при постоянной температуре (изотермический процесс) можно охарактеризовать зависимостями, приведенными на рис. 11. После охлаждения стали до температуры t ниже температуры в критической точке A_1 аустенит сохраняется нераспавшимся некоторое время (отрезок $o-a$ на рис. 11, а). Этот период времени называется инкубационным периодом. По истечении инкубационного периода начинается распад аустенита на феррито-цементитную смесь. С течением времени аустенит распадается все больше (отрезок $a-b$). Полный распад аустенита заканчивается по истечении времени, равного отрезку $a-b$ (рис. 11, б). Следовательно, для распада аустенита на феррито-цементитную смесь при какой-то определенной температуре требуется определенное время.

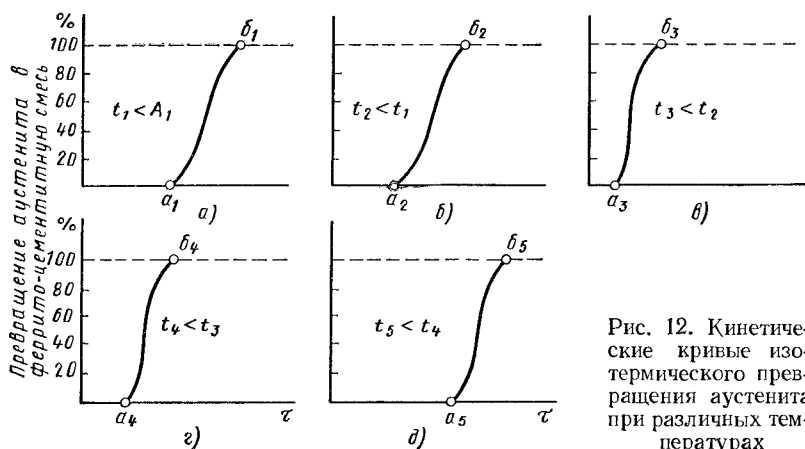


Рис. 12. Кинетические кривые изотермического превращения аустенита при различных температурах

Кривые изотермического распада переохлажденного аустенита приведены на рис. 12. Кривая превращения аустенита в ферритоцементитную смесь при температуре t_1 более низкой, чем температура A_1 , приведена на рис. 12, а. При температуре t_2 более низкой, чем температура t_1 , уменьшается время как инкубационного периода, так и распада аустенита на феррито-цементитную смесь (рис. 12, б), что объясняется увеличением разности свободных энергий аустенита и перлита (фактор, ускоряющий превращение), а скорость диффузии хотя и снижается (фактор, замедляющий превращение), но еще достаточно велика. При температуре t_3 это время наименьшее, аустенит наименее устойчив и распад его происходит наиболее быстро (рис. 12, в). С понижением температуры ниже температуры t_3 (при температурах t_4, t_5) время инкубационного периода и время распада аустенита на ферритоцементитную смесь увеличивается (рис. 12, г и д), что объясняется малой скоростью диффузии. Таким образом, с понижением температуры (т. е. с повышением степени переохлаждения) от A_1 до t_3 время как инкубационного периода, так и распада аустенита на феррито-цементитную смесь уменьшается, а затем с понижением температуры ниже t_3 увеличивается.

По экспериментальным кривым, полученным для многих температур переохлаждения (t_1, t_2 и т. д.), можно построить диаграмму изотермического превращения аустенита. Построение такой диаграммы производится следующим образом. Экспериментальные кривые (см. рис. 12) совмещают на одной диаграмме (рис. 13, а). По осям координат диаграммы (рис. 13, б) откладывают время (ось абсцисс) и температуру распада аустенита (ось ординат). В связи с тем, что время распада аустенита может изменяться от нескольких секунд до нескольких часов, для удобства построения применяется логарифмическая шкала времени ($\ln \tau$). Затем проводят линии, соответствующие температуре в точке A_1 и температуре начала мартенситного превращения (точка M_n^*). Точки а (начала рас-

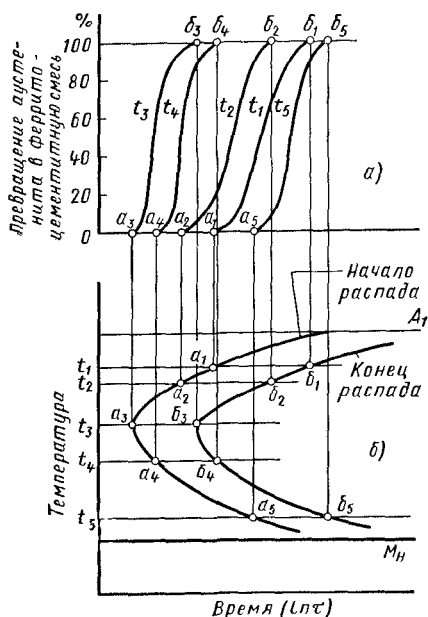


Рис. 13. Схема построения диаграммы изотермического превращения аустенита

* О мартенситном превращении см. ниже.

пада аустенита) и *б* (окончания распада) для каждой температуры превращения переносят на соответствующие горизонталы температур. Затем точки a_1 , a_2 и т. д. соединяют, в результате чего получается левая кривая диаграммы. После переноса и соединения точек b_1 , b_2 и т. д. получается правая кривая диаграммы. Получившиеся кривые похожи на русскую букву С, поэтому их и называют С-кривыми. Левая кривая характеризует начало распада, а правая — окончание распада аустенита на феррито-цементитную смесь. В области между вертикальной осью и левой кривой аустенит находится в переохлажденном состоянии (инкубационный период).

Приведенная на рис. 13, *б* диаграмма изотермического распада аустенита характерна для эвтектоидной стали. Если заменить условно обозначенные температуры конкретными данными, то такая диаграмма будет иметь вид, приведенный на рис. 14.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области превращения: перлитную, промежуточного превращения и мартенситную.

Перлитное превращение. Перлитная область распространяется на интервал температур от критической точки A_1 до изгиба С-кривой ($\sim 550^\circ\text{C}$). Распад аустенита с образованием перлита (эвтектоидный распад) является диффузионным процессом и развивается в результате флуктуации состава (неоднородности в распределении

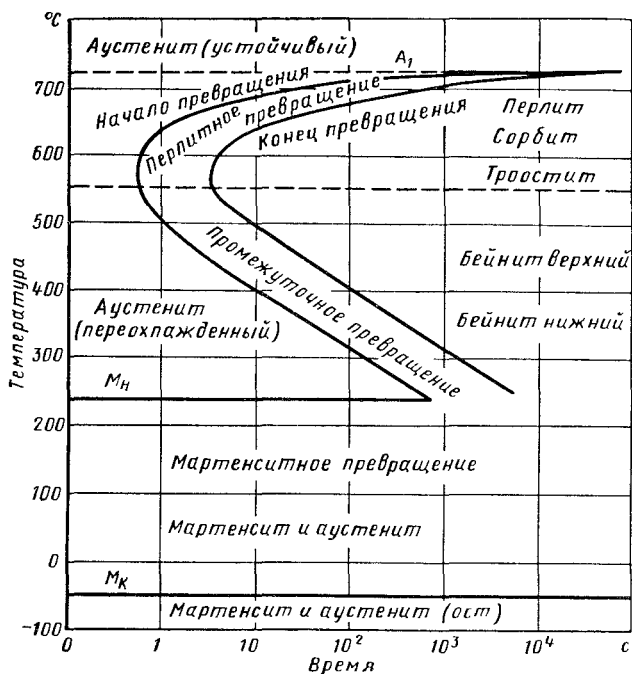


Рис. 14. Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

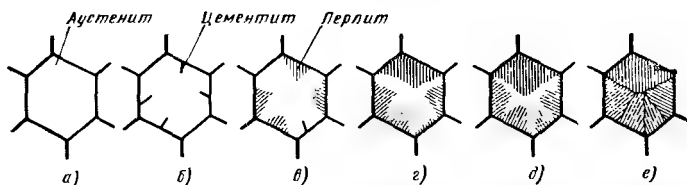


Рис. 15. Последовательные стадии образования перлитных зерен в зерне аустенита (схема)

углерода в аустените). Перед распадом углерод диффундирует внутри аустенита (рис. 15, а) и скапливается в определенных местах, прежде всего на границах зерен аустенита, в результате чего образуются зародыши цементита (рис. 15, б). Рост зародышей цементита происходит из-за диффузии углерода из прилегающего аустенита, что приводит к обеднению углеродом аустенита, окружающего образовавшиеся пластинки цементита, и способствует превращению его в феррит. Поэтому рядом с пластинками цементита образуются пластинки феррита (рис. 15, в и 16). Дальнейшее утолщение ферритных пластинок ведет к обогащению окружающего аустенита углеродом, что приводит к зарождению новых пластинок цементита (вдоль границы аустенита) или к росту уже имеющихся. Таким образом, возникают участки перлита, называемые перлитными колониями, в которых пластинки цементита и феррита расположены параллельно.

При дальнейшем росте перлитной колонии эти пластинки удлиняются (краевой рост) и присоединяют новые пары пластинок (цементита и феррита), параллельные исходным (боковой рост, рис. 15, г и д). При краевом росте вблизи фронта распада АБ (см. рис. 16) аустенит неоднороден: у торца цементитной пластинки концентрация углерода низкая, а у торца ферритной пластинки — высокая. Такой перепад концентраций в аустените обеспечивает диффузионный перенос углерода вдоль фронта распада путем его диффузии в аустените, как показано стрелками на рис. 16, от мест обогащения возле феррита к местам обеднения возле цементита, что обеспечивает продолжение роста пластинок цементита и феррита. Такой процесс роста (краевого и бокового) перлитных колоний происходит до их столкновения, срастания и превращения всего аустенита в перлит (рис. 15, е).

Структура, состоящая из чередующихся параллельных пластинок феррита и цементита, характерна для всей перлитной области (от точки А, до изгиба С-кривой). Разница заключается только в том, что с увеличением переохлаждения ниже 727°C (с понижением

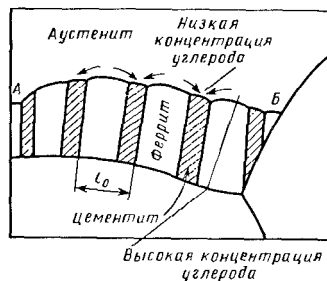


Рис. 16. Схема перераспределения углерода на фронте перлитного превращения

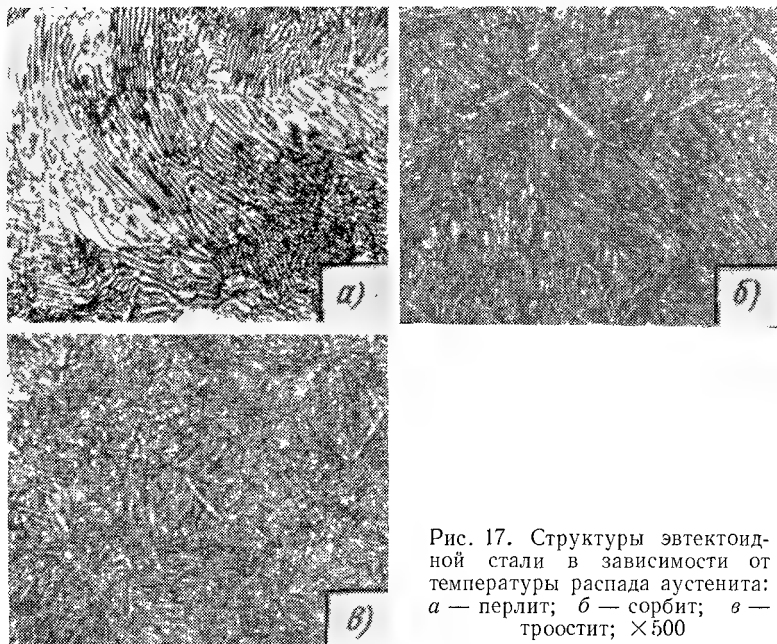


Рис. 17. Структуры эвтектоидной стали в зависимости от температуры распада аустенита: а — перлит; б — сорбит; в — троостит; $\times 500$

температуры превращения) пластинки феррита и цементита становятся более тонкими и искривленными, что характеризуется межпластиночным расстоянием l_0 (см. рис. 16), под которым понимают сумму толщин двух соседних пластинок феррита и цементита. С уменьшением межпластиночного расстояния значительно изменяются механические свойства — повышается прочность и твердость и уменьшается пластичность. Под перлитом понимают продукты эвтектоидного распада аустенита, образующиеся при температурах $650—700^\circ\text{C}$ ($l_0 = 0,6 \div 1,0$ мкм; $HB\ 180—250$; рис. 17, а). Если аустенит переохлажден до $600—650^\circ\text{C}$ и при этих температурах распадается, то образующаяся более мелкая феррито-цементитная смесь называется сорбитом ($l_0 = 0,25 \div 0,3$ мкм; $HB\ 250 \div 350$; рис. 17, б). При переохлаждении аустенита до $500—600^\circ\text{C}$ образуется еще более мелкая феррито-цементитная смесь, называемая трооститом ($l_0 = 0,1 \div 0,15$ мкм; $HB\ 350—450$; рис. 17, в).

При изотермическом превращении аустенита доэвтектоидных сталей в интервале температур выше изгиба С-кривой процесс начинается с образования избыточного феррита, что на диаграмме характеризуется линией а — б (рис. 18). Так как растворимость углерода в α -железе значительно меньше, чем в γ -железе, то превращению аустенита в феррит предшествует диффузия углерода (от периферии в глубь зерна), в результате чего участки аустенита, обедненные углеродом, превращаются в феррит, а аустенит обогащается углеродом (рис. 19).

При небольшой степени переохлаждения (при температуре немного ниже точки A_1) углерод диффундирует в глубь зерна до тех пор (все с большим образованием феррита), пока аустенит не обогатится до содержания 0,8% С, после чего происходит перлитное превращение (рис. 19, а).

С повышением степени переохлаждения (с понижением температуры) изотермическое превращение ускоряется, диффузия углерода протекает в меньшей степени, избыточного феррита образуется меньше и получающаяся феррито-цементитная смесь содержит углерода меньше 0,8% (рис. 19, б). При температуре, соответствующей изгибу С-кривой, диффузия углерода не происходит и аустенит распадается без образования избыточного феррита. Получается феррито-цементитная смесь (троостит) с таким количеством углерода, которое содержит данная доэвтектоидная сталь (рис. 19, в).

При изотермическом превращении заэвтектоидной стали процесс аналогичен; разница только в том, что вместо избыточного феррита из аустенита выделяется избыточный цементит и феррито-цементитная смесь не обедняется, а обогащается углеродом. Получающаяся при распаде аустенита феррито-цементитная смесь, содержащая углерода меньше (или больше) 0,8%, называется квази-эвтектоидом.

Мартенситное превращение. Мартенсит имеет совершенно отличную от других структур природу и образуется не так, как феррито-цементитные смеси. Характерной особенностью аустенито-мартенситного превращения является его бездиффузионный характер.

При большом переохлаждении углерод не успевает выделиться из твердого раствора (аустенита) в виде частиц цементита, как это происходит при образовании перлита, сорбита и троостита. Решетка γ -железа перестраивается в решетку α -железа. Углерод остается внутри решетки α -железа, в результате чего получается пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе.

Значительное пересыщение α -железа углеродом вызывает изменение объемно-центрированной кубической решетки в тетрагональную, элементарной ячейкой которой является прямоугольный

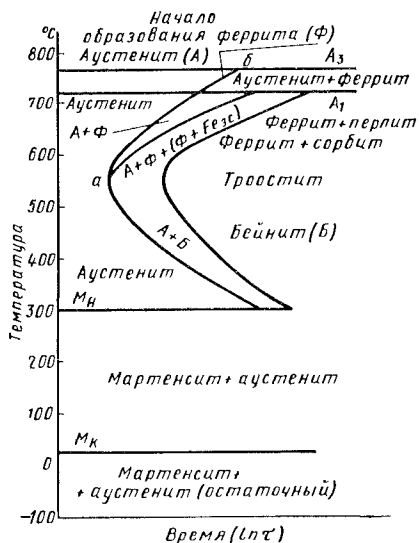


Рис. 18. Диаграмма изотермического превращения аустенита доэвтектоидной стали

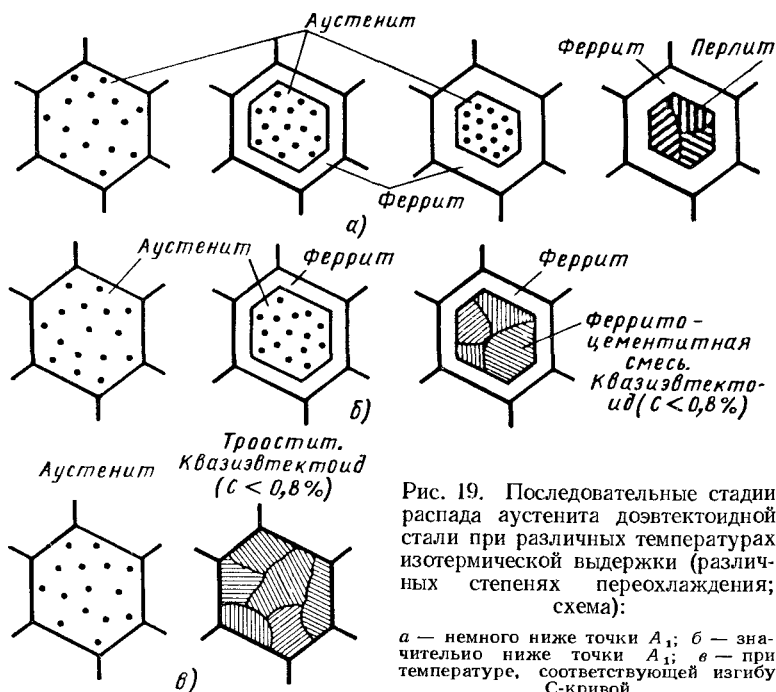


Рис. 19. Последовательные стадии распада аустенита доэвтектоидной стали при различных температурах изотермической выдержки (различных степенях переохлаждения; схема):

а — немного ниже точки A_1 ; б — значительно ниже точки A_1 ; в — при температуре, соответствующей изгибу С-кривой

параллелепипед (рис. 20). Атомы углерода в такой ячейке располагаются в межузлиях (что характерно для твердого раствора внедрения) или в центре основания (сторона а), или в середине удлиненных ребер (сторона с). Степень тетрагональности, характеризующаяся отношением осей c/a , увеличивается с повышением содержания углерода в твердом растворе, достигая в стали, содержащей 1,7% С, величины 1,08.

Из изложенного следует, что мартенсит является пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α -железе. Превращение аустенита в мартенсит протекает в определенном интервале температур. При охлаждении оно начинается при некоторой температуре в точке M_n (см. рис. 14), которая в отличие от начала перлитного превращения не зависит от скорости охлаждения (для данной стали). Все большее превращение аустенита в мартенсит происходит по мере понижения температуры и заканчивается при температуре в точке M_k (см. рис. 14).

Характерным для мартенситного превращения является то, что даже при температуре конца мартенситного превраще-

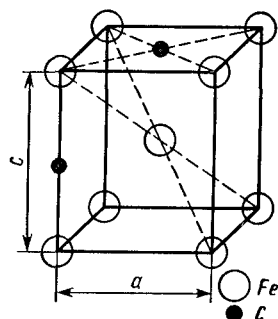


Рис. 20. Кристаллическая ячейка мартенсита

ния (точка M_K) не происходит полного образования мартенсита. Аустенит частично остается не превращенным в мартенсит и называется остаточным аустенитом ($A_{ост}$ на рис. 21).

Если в мартенситном интервале охлаждение приостановить и дать выдержку, то превращение аустенита в мартенсит почти сразу же прекращается. Эта особенность резко отличает мартенситное превращение от перлитного, которое полностью протекает при постоянной температуре ниже A_1 . При выдержке при температурах, близких температуре в точке M_K , не только прекращается образование мартенсита, но увеличивается стойкость аустенита против мартенситного превращения при последующем охлаждении.

Мартенситный интервал температур (точки M_H и M_K) определяется химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем при более низкой (но постоянной) температуре происходит превращение аустенита в мартенсит (рис. 22). Температура в точке M_K , так же как температура в точке M_H , понижается с повышением в аустените углерода. При содержании углерода более 0,6% мартенситное превращение заканчивается при температурах ниже нуля. Поэтому для того чтобы в высокоуглеродистых сталях получить большее количество мартенсита, их следует охлаждать до температур ниже нуля. Практически в ряде случаев стали подвергают такой обработке, которая называется обработкой холодом.

Большинство легирующих элементов (хром, марганец, никель и др.) снижает температуру мартенситного превращения (M_H) и увеличивает количество остаточного аустенита. Кобальт повышает температуру мартенситного превращения и уменьшает количество остаточного аустенита, а кремний не оказывает никакого влияния.

Аустенито-мартенситное превращение сопровождается увеличением объема. Все структуры стали можно расположить (от максимального объема к минимальному) в следующий ряд: мартенсит—троостит—сорбит—перлит—аустенит.

При аустенито-мартенситном превращении мартенсит образуется в форме пластин (рис. 23, а), но обнаружить в плоскости

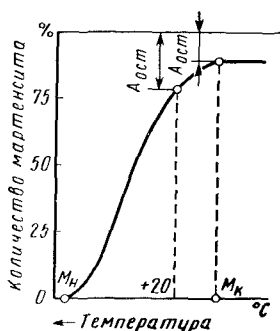


Рис. 21. Кривая мартенситного превращения

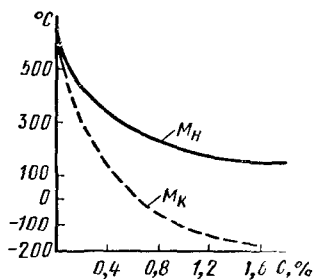


Рис. 22. Влияние углерода на температуру начала (M_H) и конца (M_K) мартенситного превращения

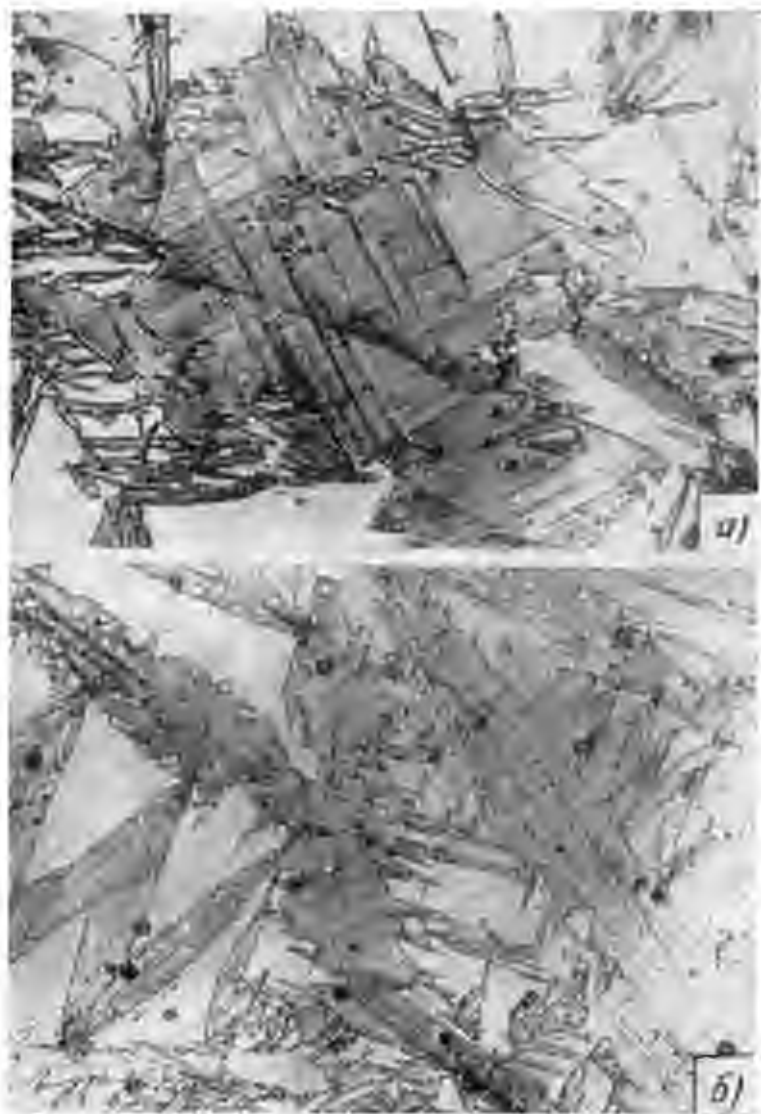


Рис. 23. Пластина мартенсита в плоскости шлифа (а) и мартенситные иглы (б); $\times 1000$

шлифа мартенситную пластину трудно. Обычно в зависимости от угла сечения пластин плоскостью шлифа они наблюдаются под микроскопом в виде игл различной толщины (рис. 23, б).

Мартенситные пластины (иглы) образуются почти мгновенно, со скоростью более 1000 м/с, только в пределах аустенитного зерна и не переходят границу между зёрнами. Поэтому размер игл мар-

тенсита зависит от размера зерен аустенита. Чем мельче зерна аустенита, тем мельче иглы мартенсита и структура характеризуется как крупноигловатый или мелкоигловатый мартенсит (рис. 24, *а* и *б*). При наличии очень мелких игл, не различимых под микроскопом при обычно применяемых увеличениях (в 500—600 раз), мартенсит называют бесструктурным или скрытокристаллическим (рис. 24, *в*). Такая структура характерна для правильно закаленной стали.

Механизм мартенситного превращения описан в классических работах акад. Г. В. Курдюмова. Мартенситное превращение состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются относительно друг друга

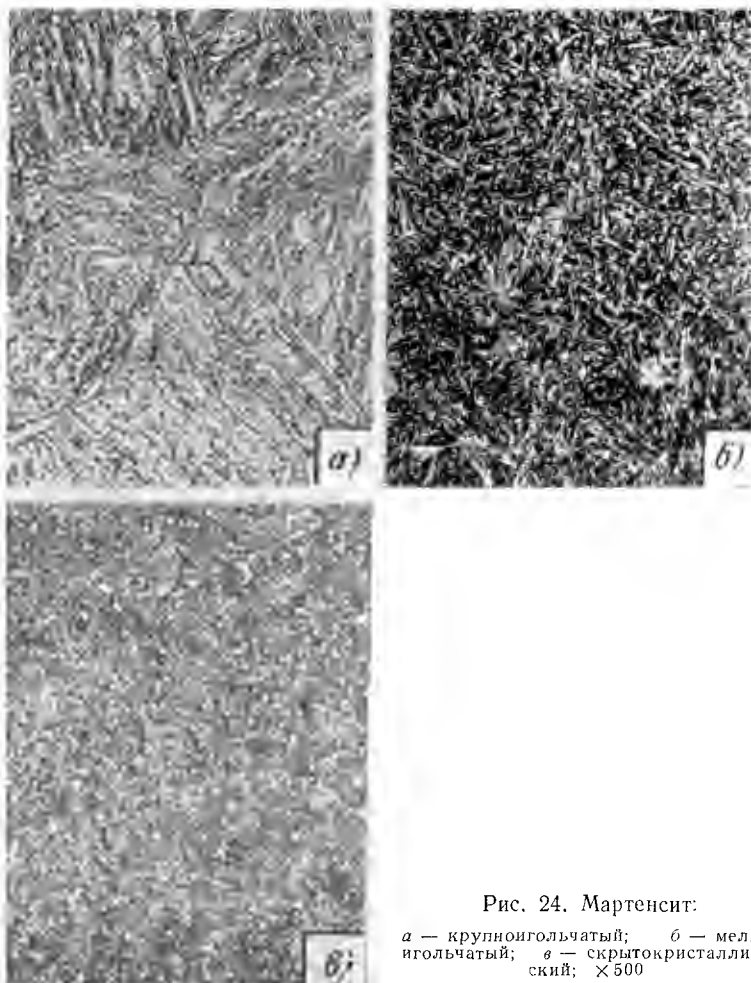


Рис. 24. Мартенсит:

а — крупноигловатый; *б* — мелкоигловатый; *в* — скрытокристаллический; $\times 500$

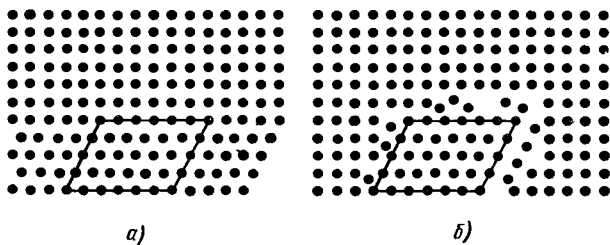


Рис. 25. Соотношение между решетками старой (аустенит) и новой (мартенсит) фаз при мартенситном превращении

на расстояния, не превышающие межатомные. При этом необходимо, чтобы граница раздела между старой (аустенит) и новой (мартенсит) фазами была когерентной, т. е. чтобы между решетками аустенита и мартенсита существовало хорошее сопряжение (рис. 25, а). Только при этих условиях возможно одновременное направленное перемещение атомов на расстояния, не превышающие межатомные, когда соседи любого атома в аустените являются соседями этого же атома в мартенсите (кооперативное превращение).

Поскольку объем аустенита отличается от объема мартенсита, на границе между ними возникают напряжения, все время усиливающиеся с ростом мартенситного кристалла и вызывающие пластическую деформацию в аустените. В результате пластической деформации нарушается когерентность решеток мартенсита и аустенита, образуется некогерентная граница (значительные искажения в расположении атомов, рис. 25, б); превращение может идти только диффузионным путем, а при низких температурах диффузионный переход невозможен, поэтому рост мартенситного кристалла прекращается.

Характерным для мартенситного превращения является также измельчение блочной структуры, появление в кристаллах мартенсита большого числа микродвойников, повышение плотности дислокаций, что наряду с образованием пересыщенного углеродом твердого раствора с тетрагональной кристаллической решеткой и обуславливает высокую твердость мартенсита ($HRC\ 60—65$).

Промежуточное (бейнитное) превращение. Область промежуточного превращения (промежуточное между перлитным и мартенситным) распространяется от изгиба С-кривой ($\sim 550^\circ C$) до критической точки M_n (см. рис. 14). При изотермической выдержке в этой области температур образуется структура, называемая бейнитом (игольчатым трооститом).

Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита сочетает элементы перлитного и мартенситного превращений (рис. 26). В начальной стадии углерод в переохлажденном аустените перераспределяется с образованием обогащенных и обедненных углеродом участков аустенита. Участки обедненного аустенита претерпевают

мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. С течением времени при постоянной температуре переохлаждения образовавшийся мартенсит распадается на феррит и цементит. Из участков аустенита, обогащенных углеродом, выделяется цементит; аустенит обедняется углеродом, и, как указано выше, сначала происходит мартенситное превращение, а затем распад мартенсита на феррито-цементитную смесь.

Ферритная фаза в бейните является пересыщенным раствором углерода в α -железе. Чем ниже температура промежуточного превращения, тем больше α -фаза пересыщена углеродом (до 0,1—0,2% C). Обогащенный углеродом аустенит, обладая высокой устойчивостью, нередко не претерпевает превращения и сохраняется как остаточный аустенит с повышенной по сравнению с исходной концентрацией углерода. Таким образом, в результате промежуточного превращения структура стали в наиболее общем случае состоит из α -фазы (феррита), пересыщенной углеродом, частиц цементита, образовавшихся в результате выделения из аустенита и при распаде мартенсита, и остаточного аустенита с концентрацией углерода, отличной от средней.

В зависимости от температуры изотермической выдержки микроструктура и механические свойства бейнита различны. Бейнит, образующийся при более высокой температуре (немног.

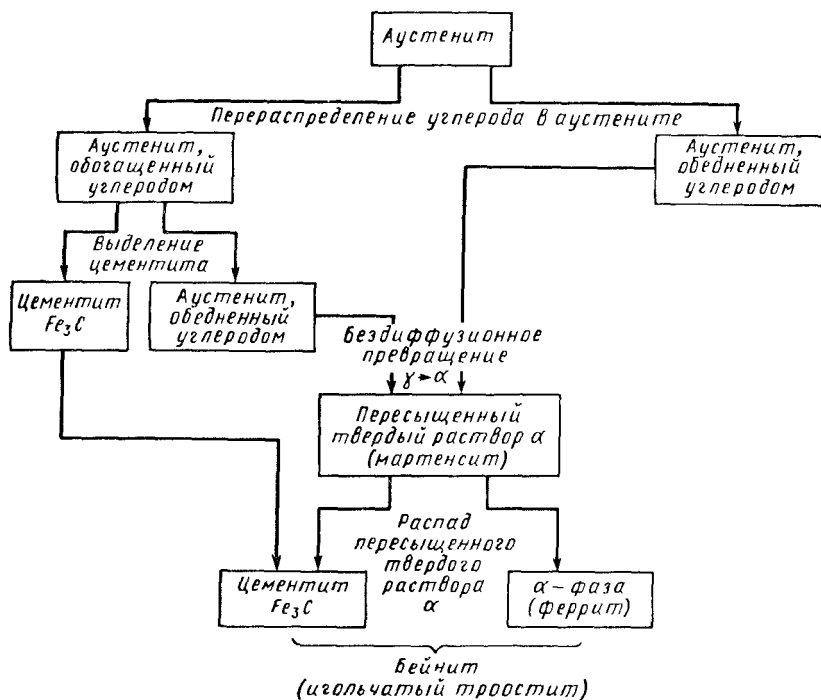


Рис. 26. Схема промежуточного (бейнитного) превращения

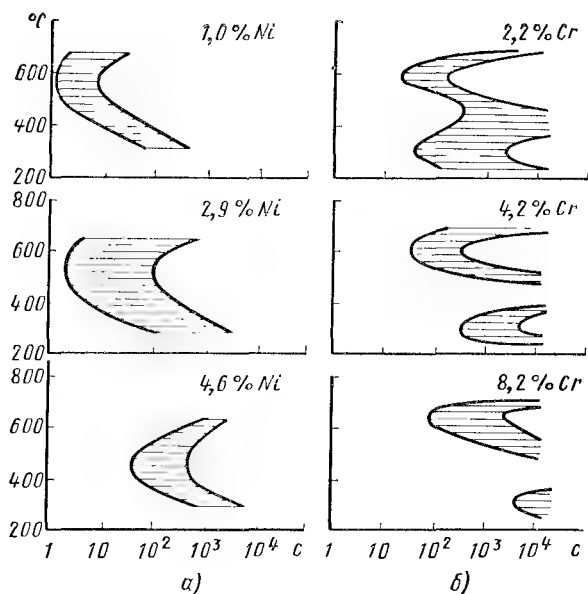


Рис 27. Диаграммы изотермического распада аустенита в сталях, содержащих 0,5% С, легированных никелем и хромом

ниже изгиба С-кривой)), называется верхним бейнитом; он имеет перистое строение, напоминающее строение перлита, в связи с тем, что цементитные частицы располагаются между пластинами α -фазы, твердость верхнего бейнита *НВ* 450. Бейнит, образующийся при более низкой температуре (немного выше температуры мартенситного превращения), называется нижним бейнитом: он имеет игольчатое строение, очень похожее на строение мартенсита, в связи с тем, что цементитные частицы располагаются внутри пластин α -фазы, твердость нижнего бейнита *НВ* 550. По сравнению с перлитными структурами пластины цементита в бейните короче, толщина и длина их уменьшаются по мере снижения температуры превращения.

Влияние легирующих элементов на изотермический распад аустенита. На изотермический распад аустенита легирующие элементы оказывают очень большое влияние. Все легирующие элементы, за исключением кобальта, замедляют изотермический распад аустенита. Кобальт является единственным элементом, ускоряющим распад аустенита.

Для сталей, легированных элементами, не образующими карбидов (никель, кремний, алюминий и др.), кривые изотермического распада аустенита сохраняют свой С-образный вид, как и для углеродистой стали, но располагаются правее. Чем больше легирующего элемента, тем дальше кривые удалены от вертикальной оси (рис. 27, а).

Для сталей, легированных карбидообразующими элементами (хром, вольфрам, ванадий, молибден и др.), кривые изотермического распада не сохраняют С-образный вид, а становятся как бы

двойными С-образными кривыми с двумя зонами минимальной устойчивости аустенита и расположенной между ними зоной максимальной устойчивости аустенита (рис. 27, б).

Различная скорость распада аустенита при температурах диффузионного (перлитного) и промежуточного (бейнитного) превращений и изменение в положении мартенситного интервала температур зависят от содержания углерода в легированном аустените. В легированных сталях с небольшим содержанием углерода (легированные конструкционные стали) наибольшая скорость превращения наблюдается при температурах промежуточного превращения (рис. 28, а), а в легированных сталях с высоким содержанием углерода (легированные инструментальные стали) — при температурах диффузионного (перлитного) превращения (рис. 28, б).

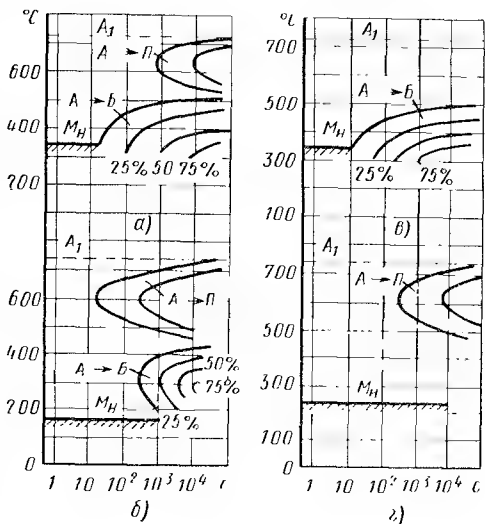
В легированных сталях по сравнению с аналогичными углеродистыми сталями аустенит более устойчив как в области перлитного, так и бейнитного превращений, и поэтому кривые изотермического распада аустенита сдвинуты в правую сторону.

Причиной замедления распада переохлажденного легированного аустенита в области диффузионного превращения является то, что в процессе образования перлита принимают участие легирующие элементы. Образованию феррито-карбидной смеси предшествует диффузия в аустените не только углерода, но и легирующих элементов — карбидообразующие элементы концентрируются в основном в карбидной фазе с образованием легированного цемента или специальных карбидов, а некарбидообразующие элементы — в феррите. Скорость диффузии легирующих элементов во много раз меньше скорости диффузии углерода, поэтому замедление аустенито-перлитного распада определяется малой скоростью диффузии легирующих элементов.

Диффузионное превращение аустенита особенно резко замедляют молибден и вольфрам и слабее хром и никель. Промежуточное превращение в легированных сталях протекает не до конца, и оставшийся непревращенный аустенит

Рис. 28. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в легированной стали (схемы):

а — легированные конструкционные стали; б — легированные инструментальные стали; в — высоколегированные конструкционные стали; г — высокохромистые стали. Цифры указывают на расстояние превращения $A \rightarrow B$ со временем (по данным Ю. М. Лахтия)



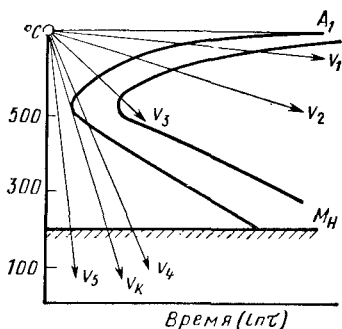


Рис. 29. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита с кривыми охлаждения

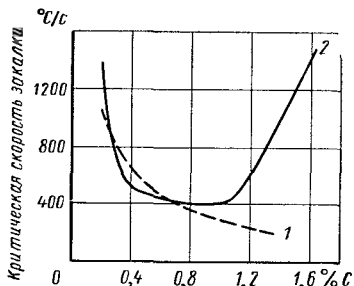


Рис. 30. Влияние содержания углерода на критическую скорость закали (чистые железоуглеродистые сплавы)

при последующем охлаждении почти полностью превращается в мартенсит. В этом случае образуется структура — бейнит, мартенсит и аустенит (остаточный).

Кроме приведенных выше типов диаграмм изотермического превращения аустенита диаграммы легированных сталей могут иметь и другой вид: 1) без перлитной области (рис. 28, в), которая не обнаруживается при изотермических исследованиях, так как протекает чрезвычайно медленно (высоколегированные конструкционные стали); 2) без области промежуточного превращения (рис. 28, г), которая или сильно понижается и сливается с мартенситным интервалом температур, или сильно сдвигается вправо (например, для высокохромистых сталей).

Превращение аустенита при непрерывном охлаждении. Термическая обработка стали обычно осуществляется не при постоянной температуре, а путем непрерывного охлаждения после нагрева с получением аустенита. Так как построение кривых охлаждения производится в тех же координатах «температура—время», что и диаграмма изотермического превращения аустенита, то для рассмотрения превращения аустенита при непрерывном охлаждении нанесем кривые охлаждения на диаграмму изотермического превращения переохлажденного аустенита эвтектонидной углеродистой стали (рис. 29).

При небольшой скорости охлаждения кривая v_1 пересекает линии диаграммы изотермического распада аустенита при высоких температурах и малом переохлаждении, и продуктом превращения будет перлит. С увеличением скорости охлаждения кривые v_2 и v_3 пересекают линии диаграммы при более низких температурах и больших переохлаждениях, и продуктами превращений будут более мелкие феррито-цементитные смеси — сорбит и троостит. При еще большей скорости охлаждения (кривая v_4) не происходит полного распада аустенита на феррито-цементитную смесь, а часть его переохлаждается до точки M_H , в результате чего образуется

структура, состоящая из троостита и мартенсита. При очень большой скорости охлаждения (кривая v_3) превращения аустенита в феррито-цементитную смесь не происходит; весь аустенит переохлаждается до температуры в точке M_n и превращается в мартенсит. Кривая охлаждения v_k (касательная к выступу изотермической кривой) характеризует минимальную скорость охлаждения, при которой образуется мартенсит без продуктов перлитного распада, и называется критической скоростью заковки.

Величина критической скорости заковки имеет большое практическое значение для заковки, при которой обычно получают структуру мартенсита. В зависимости от величины критической скорости заковки выбирают охлаждающую среду. На критическую скорость заковки влияют химический состав стали, температура нагрева, устойчивость и однородность аустенита, размеры зерна.

Если закаливать углеродистую сталь, нагретую до состояния однородного аустенита (доэвтектоидную — выше точки A_{c3} и заэвтектоидную — выше точки A_{cm}), то с увеличением в стали углерода в связи с повышением устойчивости аустенита против распада критическая скорость заковки понижается (рис. 30, кривая 1). Но практически заэвтектоидную сталь нагревают при заковке не выше точки A_{cm} , а выше точки A_{c1} , когда при нагреве сохраняется избыточный цементит, ускоряющий распад аустенита и тем в большей степени, чем его больше. Поэтому при заковке заэвтектоидной стали от оптимальной температуры критическая скорость заковки с увеличением в стали содержания углерода повышается (рис. 30, кривая 2).

Критическая скорость заковки легированной стали также зависит от того, растворен ли легирующий элемент в аустените или находится в виде карбидов. Критическая скорость заковки понижается только в том случае, если легирующий элемент растворен в аустените. При наличии карбидов, наоборот, критическая скорость заковки повышается. Так влияют все легирующие элементы, за исключением кобальта. Кобальт является единственным элементом, повышающим критическую скорость заковки.

Критическая скорость заковки зависит от устойчивости аустенита и, следовательно, от расположения С-кривой. Чем ближе к оси ординат изгиб С-кривой, т. е. чем меньше инкубационный период при данной температуре, тем больше критическая скорость заковки, а чем дальше С-кривая от оси ординат, тем критическая скорость заковки меньше.

Легирующие элементы, повышая устойчивость переохлажденного аустенита, уменьшают критическую скорость заковки и тем в большей степени, чем дальше от вертикальной оси расположены кривые изотермического превращения. Это видно, если на кривые изотермического превращения углеродистой и легированной стали наложить кривые непрерывного охлаждения (рис. 31).

Для углеродистой стали критической скоростью заковки является скорость охлаждения, соответствующая кривой v_1 . При

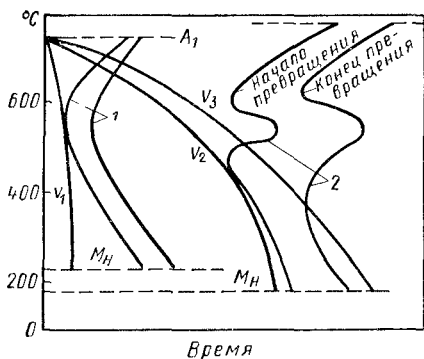


Рис. 31. Кривые критических скоростей закалики углеродистой (1) и легированной (2) сталей

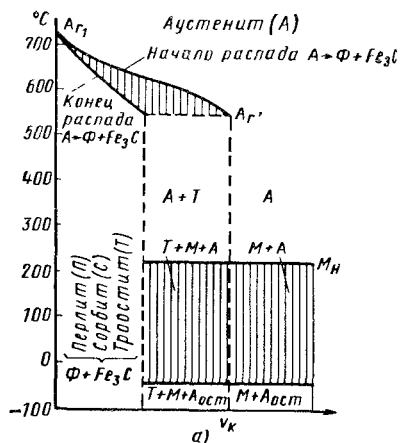
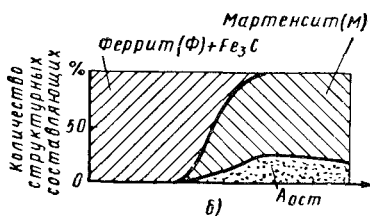


Рис. 32. Влияние скорости охлаждения на температуру распада аустенита (а) и количество структурных составляющих (б) в эвтектоидной углеродистой стали



данной (или большей) скорости охлаждения в углеродистой стали будет образовываться мартенсит. Если углеродистую сталь охлаждать со скоростью, соответствующей кривой v_2 , т. е. более медленно, то аустенит будет распадаться на феррито-цементитную смесь, так как кривая v_2 пересекает кривую изотермического распада аустенита в верхней зоне. Но кривая v_2 не пересекает кривую изотермического распада аустенита легированной стали, а располагается наиболее близко к ней, поэтому скорость охлаждения, соответствующая кривой v_2 , является критической скоростью закалики для легированной стали. При этой (или большей) скорости охлаждения в легированной стали будет образовываться мартенсит. Если легированную сталь охлаждать со скоростью, соответствующей кривой v_3 , т. е. более медленно, то мартенсит образовываться не будет, так как кривая v_3 пересекает кривую изотермического распада.

Из сопоставления кривых ясно, что критическая скорость закалики легированной стали (кривая v_2) значительно меньше критической скорости закалики углеродистой стали (кривая v_1). В связи с уменьшением критической скорости закалики охлаждать легированную сталь (для получения мартенсита) можно значительно медленнее по сравнению с углеродистой сталью. Поэтому углеродистую сталь закаливают с охлаждением в воде, а легированную — в масле.

Если сравнить температуры, при которых образуются структуры при непрерывном охлаждении, с температурами изотермической выдержки, необходимыми для получения тех же структур, то видно, что они одинаковы. Например, сорбит при непрерывном охлаждении образуется в интервале температур 600—650° С, и при изотермическом распаде аустенит для получения сорбита должен быть переохлажден до 600—650° С. Троостит в обоих случаях образуется в интервале температур 500—600° С. Таким образом, основным фактором, определяющим структуру и свойства продуктов распада аустенита, является температура превращения.

Влияние скорости охлаждения на температуру распада аустенита (смещение критической точки A_{r1}) и количество структурных составляющих в эвтектоидной углеродистой стали приведено на рис. 32.

С увеличением скорости охлаждения критическая точка A_{r1} , т. е. температура, при которой происходит превращение аустенита в феррито-цементитную смесь, понижается (точка $A_{r'}$). Образование троостито-мартенситной структуры характеризуется двумя критическими точками — $A_{r'}$ (образование троостита) и M_n (образование мартенсита). При скоростях охлаждения, больших критической скорости заковки (v_k), и температуре в критической точке M_n аустенит начинает превращаться в мартенсит. Если скорость охлаждения больше критической, то мартенсит (данной стали) образуется всегда при одной и той же температуре (горизонтальная линия на рис. 32).

Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита дает лишь качественную характеристику превращений, протекающих при непрерывном охлаждении. Время минимальной устойчивости аустенита при непрерывном охлаждении в 1,5 раза больше, чем время при изотермическом

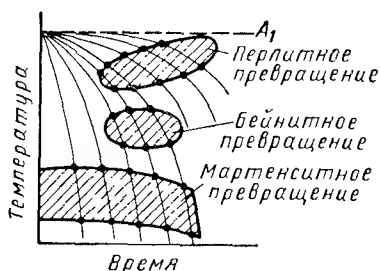


Рис. 33. Схема построения термокинетической диаграммы превращения аустенита

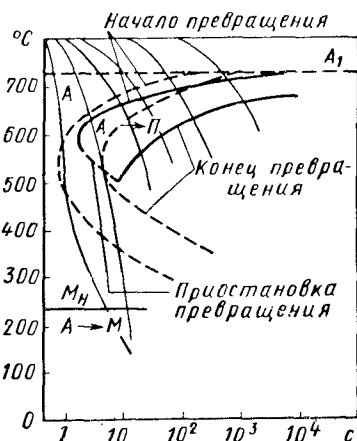


Рис. 34. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита (штриховые линии) и термокинетическая диаграмма (сплошные линии) эвтектоидной стали

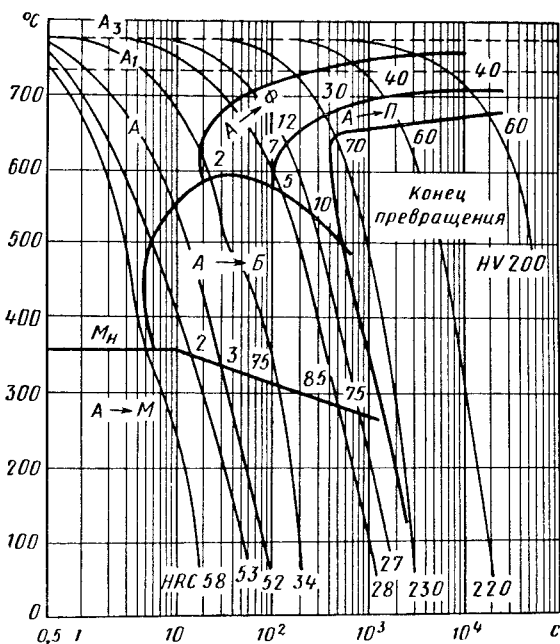


Рис. 35. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита в стали марки 35ХМ

превращении. Поэтому для получения более правильных данных о превращениях аустенита при непрерывном охлаждении по заданным режимам пользуются термокинетическими диаграммами превращения аустенита (рис. 33).

Термокинетические диаграммы строят в тех же координатах, что и диаграммы изотермического превращения («температура—время»). Они представляют собой кривые охлаждения (пучок линий на рис. 33), на которых отмечают температурные точки начала и конца превращения. Соединение точек одинаковых превращений показывает расположение областей превращения при непрерывном охлаждении.

Диаграммы превращений переохлажденного аустенита в изотермических условиях (штриховые линии) и при непрерывном охлаждении (сплошные линии) для эвтектоидной стали (0,8% С) приведены на рис. 34. Линии термокинетической диаграммы располагаются правее и ниже аналогичных линий изотермической диаграммы.

При определенных скоростях охлаждения превращение аустенита в феррито-цементитную смесь (троостит), начавшееся в верхней температурной области, приостанавливается и при дальнейшем охлаждении нераспавшийся аустенит превращается в мартенсит ниже точки M_n .

Для большинства легированных сталей при непрерывном охлаждении наблюдается и промежуточное (бейнитное) превращение.

На рис. 35 приведена термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита в легированной стали 35ХМ. На диаграмме указаны твердость после охлаждения стали до температуры 20° С и процент превращения аустенита к моменту охлаждения стали до данной температуры с определенной скоростью (цифры около линий диаграммы).

§ 5. ПРЕВРАЩЕНИЕ МАРТЕНСИТА И ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ (ОТПУСК СТАЛИ)

Изменение структуры при отпуске. Находясь в напряженном и неустойчивом состоянии, закаленная сталь стремится к своему устойчивому стабильному состоянию, т. е. к превращению мартенсита и остаточного аустенита в феррито-цементитную смесь.

При нагреве (отпуске) закаленной стали наблюдаются четыре превращения: первое превращение — при нагреве до 200° С, второе — в интервале 200—300° С, третье — при 300—400° С, четвертое — при температуре выше 400° С. При первом превращении из пересыщенного α -твердого раствора (мартенсита) выделяется углерод, в связи с чем тетрагональность решетки уменьшается и соотношение осей c/a приближается к единице. В результате нагрева до 200° С содержание углерода в мартенсите снижается и особенно значительно в высокоуглеродистой стали (рис. 36). Углерод выделяется в виде мельчайших пластинок карбида железа, называемого ϵ (эпсилон)-карбидом (Fe_xC) и имеющего гексагональную решетку и формулу, близкую к Fe_2C .

Акад. Г. В. Курдюмов доказал, что образовавшиеся при первом превращении мартенсита две фазы не полностью разделены, т. е. выделившаяся очень тонкая пластинка Fe_xC еще полностью не обособилась от α -раствора. Решетки мартенсита (α -раствора) и пластинки Fe_xC имеют общие слои атомов на границе фаз, т. е. наблюдается соответствие (когерентность) решеток.

Образующийся в результате первого превращения мартенсит получается неоднородным по содержанию углерода — с высокой (исходной) и низкой концентрацией углерода. Это объясняется тем, что вблизи тех мест, где образуются пластинки Fe_xC , содержание углерода в α -растворе уменьшается, а в объемах более удаленных сохраняется исходная концентрация углерода (вследствие затруднения диффузии при низких температурах).

Образовавшийся в результате первого превращения мартенсит называется мартенситом отпуска и представляет

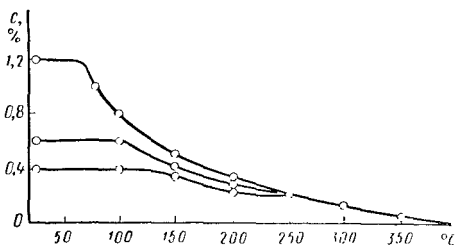


Рис. 36. Зависимость содержания углерода в α -твердом растворе (мартенсите) от температуры отпуска (по данным Г. В. Курдюмова)

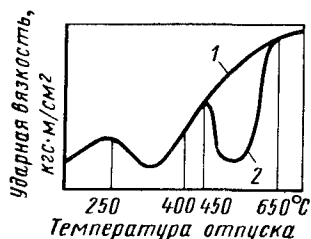


Рис. 37. Изменение ударной вязкости легированной стали в зависимости от температуры отпуска и скорости охлаждения (схема):

1 — быстрое охлаждение; 2 — медленное охлаждение

собой смесь пересыщенного твердого раствора углерода в α -железе неоднородной концентрации и карбида, еще полностью не обособившегося от решетки мартенсита. Отпуск изменяет окраску игл мартенсита: в мартенсите закалки иглы светлые, а после отпуска — темные.

При втором превращении (нагрев до 200—300°С) продолжается распад мартенсита; содержание углерода в пересыщенном α -растворе снижается приблизительно до 0,15%. Кроме того, одновременно происходит распад остаточного аустенита с превращением его в мартенсит отпуска. Таким образом, после второго превращения в твердом растворе (мартенсите) содержится небольшое количество углерода и в связи с этим тетрагональность решетки незначительна.

Третье превращение (нагрев до 300—400°С) характеризуется полным распадом α -твердого раствора (мартенсита) на феррито-цементитную смесь, обособлением цементита (устранение когерентности решеток α -раствора и цементита) и уменьшением напряжений второго рода. Одновременно ϵ -карбид (Fe_3C) превращается в цементит (Fe_3C). В результате третьего превращения образуется троостит отпуска.

При четвертом превращении (нагрев выше 400°С) интенсивно протекает коагуляция (укрупнение) и сфероидизация (скругление) частиц цементита. Эти процессы протекают при растворении более мелких цементитных частиц, диффузии углерода через твердый раствор и выделении цементита на более крупных частицах вдали от их вершин и ребер, в связи с чем частица цементита укрупняется и по форме приближается к сферической. Таким образом, процессы коагуляции и сфероидизации взаимно связаны и протекают одновременно. Скорость этих процессов при отпуске зависит от скорости диффузии углерода и растет с температурой. При 500—600°С троостит отпуска превращается в сорбит отпуска (с зернистой формой цементита), а при более высоких температурах (650—700°С) сорбит отпуска превращается в зернистый перлит.

Влияние отпуска на механические свойства. Изменение структуры при отпуске вызывает изменение механических свойств закаленной стали. С повышением температуры отпуска твердость и прочность снижаются, а пластичность и вязкость повышаются.

В связи с благоприятным сочетанием механических свойств, получающихся после закалки и отпуска при 600—650°С (высокого отпуска), такую обработку, называемую улучшением, часто применяют на практике. В результате улучшения получается структура сорбита с зернистой формой цементита. Структуру сорбита

можно получить и при непосредственном распаде аустенита в верхней зоне С-кривой. Но в этом случае сорбит получается с цементитом пластинчатой формы. Механические свойства сорбита отпуска несколько отличаются от свойств сорбита закалки. При одинаковом значении предела прочности сталь, имеющая зернистую структуру, обладает большей пластичностью по сравнению со сталью, имеющей пластинчатую структуру.

Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске. Легирующие элементы влияют на диффузионные процессы, связанные с выделением и коагуляцией карбидов и происходящие при отпуске закаленной стали.

Выделение из твердого раствора легированного цементита или специальных карбидов и последующая их коагуляция более затруднительны, и для этого требуется более высокая температура по сравнению с температурой выделения и коагуляции цементита в углеродистой стали при отпуске. Это объясняется тем, что в углеродистой стали диффундирует только углерод, а в легированной стали — углерод и легирующий элемент.

Некоторые легированные стали обнаруживают явление отпускной хрупкости, выявляемой только при испытании на ударную вязкость. Различают два вида отпускной хрупкости (рис. 37): первого рода (необратимую), при отпуске в интервале 250—400° С, и второго рода (обратимую), при отпуске в интервале 450—650° С.

Причиной отпускной хрупкости первого рода является распад мартенсита с выделением карбидов по границам бывших аустенитных зерен при отсутствии его распада внутри зерна. В результате прочность граничных слоев и внутри зерна получается различной и менее прочные граничные слои служат концентраторами напряжений, вызывающими хрупкое разрушение с характерным межкристаллитным изломом по границам бывших аустенитных зерен. Отпускная хрупкость этого вида вызывается необратимыми процессами в граничном слое, поэтому она необратима и не зависит от скорости охлаждения после нагрева. Повторный отпуск при той же температуре не устраняет хрупкости. При повышении температуры отпуска выше 400° С распад мартенсита распространяется и в глубь зерна, в результате чего структура выравнивается и хрупкость устраняется, но при этом снижается твердость. Повторный нагрев при 250—400° С отпускной хрупкости не вызывает. Кроме легированных сталей отпускная хрупкость первого рода свойственна и углеродистым сталям.

Отпускная хрупкость второго рода возникает только в том случае, если охлаждение после нагрева медленное (с печью или на воздухе). Причиной хрупкости является выделение по границам зерен каких-либо фаз (фосфидов, карбидов, нитридов или других). При быстром охлаждении после нагрева (в воде или масле) эти фазы выделиться не успевают и хрупкости не наблюдается. Характерной особенностью отпускной хрупкости второго рода яв-

ляется ее обратимость. Если сталь с низкой ударной вязкостью, возникшей из-за медленного охлаждения после нагрева, вновь нагреть до температуры отпуска и быстро охладить, она становится вязкой, и, наоборот, если сталь с высокой ударной вязкостью, полученной при быстром охлаждении после нагрева, вновь нагреть до температуры отпуска и охладить медленно, она становится хрупкой.

Наиболее восприимчивы к отпускной хрупкости второго рода стали, содержащие повышенное количество фосфора или марганца, а также хромомарганцевые и хромоникелевые стали. Введение в сталь небольшого количества молибдена (0,2—0,3%) или вольфрама (0,5—0,7%) значительно уменьшает склонность стали к отпускной хрупкости второго рода.

§ 6. СТАРЕНИЕ СТАЛИ

Общие сведения. Старением называют изменение свойств сплавов с течением времени. В результате старения изменяются физико-механические свойства. Прочность и твердость повышаются, а пластичность и вязкость понижаются. Старение может происходить при температуре 20° С (естественное старение) или при нагреве до невысоких температур (искусственное старение).

Различают два вида старения: 1) термическое, протекающее в закаленном сплаве; 2) деформационное (механическое), происходящее в сплаве, пластически деформированном при температуре ниже температуры рекристаллизации.

Термическому старению подвергаются сплавы, обладающие ограниченной растворимостью в твердом состоянии, когда растворимость одного компонента в другом уменьшается с понижением температуры. Деформационное старение не связано с диаграммой состояния сплава. К старению склонны многие сплавы железа и сплавы цветных металлов. Результаты старения могут быть разными. В одних случаях старение является положительным и его используют: 1) при термической обработке алюминиевых, магниевых, титановых и некоторых других цветных сплавов для повышения их прочности и твердости (термическое старение); 2) для упрочнения деталей из пружинных сталей, которые при эксплуатации должны обладать высокими упругими прочностными и усталостными свойствами (деформационное старение). В других случаях старение является отрицательным: резкое снижение ударной вязкости и повышение порога хладноломкости в результате старения (особенно деформационного) могут явиться причиной разрушения конструкции; ухудшение штампуемости листовой стали; изменение размеров закаленных деталей и инструмента при естественном старении, что особенно вредно для точного измерительного инструмента и прецизионных деталей (например, подшипников); размагничивание в процессе эксплуатации стальных закаленных постоянных магнитов; преждевременное разрушение рельсов в пути.

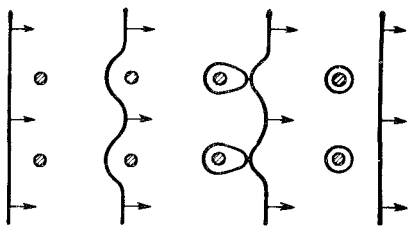


Рис. 38. Петли дислокаций вокруг частиц, пересекающих плоскость скольжения; дислокации перемещаются слева направо (модель Орована)

Термическое старение низкоуглеродистой стали. Растворимость углерода в α -железе ограничена и уменьшается с понижением температуры от 0,025% С при 727° С (точка *P* диаграммы, см. рис. 6) до 0,006% С при температуре 20° С (точка *Q* диаграммы). Поэтому низкоуглеродистая сталь способна подвергаться процессу термического старения.

При быстром охлаждении низкоуглеродистой стали от температур выше линии *PQ* (из области однородного α -раствора) выделение избыточной фазы искусственно задержится и получится пересыщенный α -раствор. При последующем старении из пересыщенного α -раствора выделяются включения избыточной фазы (третьичного цементита $\text{Fe}_3\text{C}_{III}$), препятствующие перемещению дислокаций¹ в α -растворе (рис. 38), в результате чего повышаются твердость и прочность и понижается пластичность.

Твердость зависит от температуры старения и длительности выдержки (рис. 39). Максимум твердости достигается после естественного старения в течение длительного времени (нескольких дней). С повышением температуры старения достижение максимума твердости ускоряется, но этот максимум тем ниже, чем выше температура старения, а после достижения максимума наблюдается снижение твердости. Такой характер изменения твердости при различных температурах старения объясняется тем, что с повышением температуры старения происходит рост (коагуляция) вновь выделившейся фазы ($\text{Fe}_3\text{C}_{III}$). Выделившиеся частицы становятся более крупными, расстояние между ними увеличивается, что в меньшей степени препятствует перемещению дислокаций в твердом растворе и поэтому твердость понижается.

Кроме углерода на процесс старения низкоуглеродистой стали влияет азот, растворимость которого в α -железе уменьшается с понижением температуры (с 0,1% N при 590° С до 0,004% N при температуре 20° С). При старении из пересыщенного α -раствора выде-

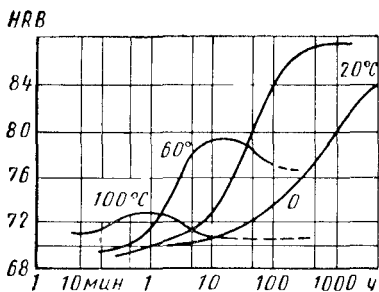


Рис. 39. Изменение твердости закаленной от 730° С низкоуглеродистой стали (0,06% С) в зависимости от температуры и длительности старения

¹ Дислокацией называется линейное несовершенство кристалла, образующее границу неоднородного сдвига или поворота кристаллической решетки.

ляются нитриды, но по сравнению с углеродом азот оказывает меньшее влияние на термическое старение.

Наибольший эффект термического старения наблюдается у сталей с концентрацией углерода, равной или близкой максимальной растворимости углерода в α -железе (0,02—0,04 % C); например, твердость железа типа Армко (0,02 % C) после закалки и естественного старения по сравнению с твердостью в отожженном состоянии увеличивается на 175%.

С увеличением содержания углерода склонность стали к термическому старению уменьшается.

Предшествующая термическая обработка на склонность низкоуглеродистой стали к термическому старению влияет следующим образом: наибольший эффект наблюдается в стали, подвергнутой закалке, в меньшей степени после нормализации, а после отжига или закалки и высокого отпуска сталь старению не подвержена.

Деформационное старение низкоуглеродистой стали. Деформационному старению подвержена сталь, пластически деформированная при температуре ниже температуры рекристаллизации. Деформационное старение объясняется теорией дислокаций. При холодной пластической деформации возрастает количество (плотность) дислокаций, увеличивающееся с повышением степени деформации. При старении атомы азота и углерода, находящиеся в α -растворе, перемещаются к дислокациям, образуя вокруг них скопления, называемые облаками (атмосферами) Коттрелла¹. Эти скопления атомов блокируют дислокации, затрудняют их перемещение при пластической деформации, в связи с чем твердость и прочность стали повышаются, а пластичность понижается.

Старение проявляется в низкоуглеродистой стали сразу, если деформация ее производится при температуре 200—300° С. Хрупкость стали, возникающая непосредственно после деформации в указанном температурном интервале, соответствующем появлению на поверхности стальной детали синего цвета побежалости, называют синеломкостью.

На деформационное старение в основном влияет азот; медь и никель увеличивают интенсивность деформационного старения, а алюминий и кремний значительно снижают его эффект; хром, ванадий и титан при определенных концентрациях исключают деформационное старение.

Экономичнее применять сталь, содержащую алюминий. Алюминий связывает азот в нитриды, а для уменьшения влияния углерода применяется специальная термическая обработка до и после деформирования. Такой сталью является листовая сталь марки 08Ю (0,02—0,07 % Al).

Изменение механических свойств при деформационном старении зависит от температуры, степени и способа деформации и длитель-

¹ Облаком (атмосферой) Коттрелла называется скопление у дислокаций примесных атомов внедрения.

ности старения. При естественном деформационном старении процесс идет медленно и заканчивается через 15 суток с максимальным упрочнением. При искусственном деформационном старении с повышением температуры и выдержки твердость снижается. На склонность стали к деформационному старению в наибольшей степени влияет деформация сжатием при степени деформации до 10%. В связи с неблагоприятным влиянием деформационного старения на свойства стали для некоторых низкоуглеродистых сталей предусмотрено специальное испытание на склонность к деформационному старению.

Старение высокоуглеродистой стали. Размеры деталей из закаленной высокоуглеродистой стали (в которой после нагрева и охлаждения произошли изменения объема) при длительном выживании при температуре 20° С (естественное старение) постепенно изменяются.

Стабилизация напряженного состояния достигается искусственным старением при 125—150° С с выдержкой 25—30 ч. Обработку целесообразно вести в следующей технологической последовательности: закалка, низкий отпуск, предварительное шлифование, старение, чистовое шлифование. Если желательно сохранить после закалки более высокую твердость, старение целесообразно проводить при 125—130° С.

Размеры закаленной детали изменяются также в связи с распадом остаточного аустенита. Отпуск при 200—300° С уменьшает количество остаточного аустенита, но при этом твердость стали значительно снижается. Поэтому при термической обработке необходима стабилизация остаточного аустенита. Аустенит получается стабильным, если сталь при закалке была охлаждена до температуры конца мартенситного превращения (точка M_s). Оставшийся после охлаждения (до точки M_s) аустенит при последующей выдержке при температуре 20° С в мартенсит не превращается.

В высокоуглеродистых сталях (У10, У12) и низколегированных (Х, ШХ15, 9ХС и др.), закаленных от оптимальных температур, содержание углерода в твердом растворе обычно не превышает 0,6—0,7% и температура точки M_s близка к 0° С. Поэтому для стабилизации остаточного аустенита достаточно охлаждение до температур, близких к 0° С.

Глава II

ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

§ 1. ВРЕМЯ НАГРЕВА

Чем больше в стали углерода и специальных примесей, тем менее она теплопроводна и медленнее должен быть ее нагрев. Поверхностные слои металла, нагретые до более высокой температуры, стремятся расширяться. Этому расширению препятствуют

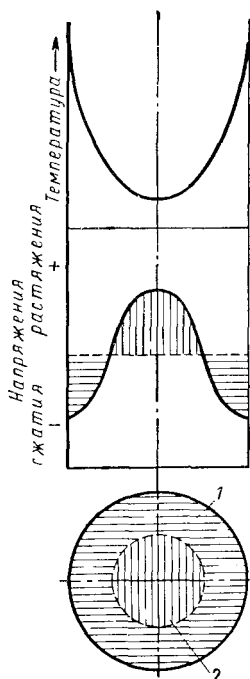


Рис. 40. Распределение температур и напряжений по сечению детали при нагреве:

1 — слой, испытывающий напряжения сжатия, 2 — слой, испытывающий напряжения растяжения

внутренние, менее нагретые слои. В результате поверхностные слои будут испытывать напряжения сжатия, а внутренние — напряжения растяжения (рис. 40). Величина напряжений зависит от времени (скорости) нагрева: чем больше скорость нагрева, тем больше разность температур между поверхностью и сердцевиной и, следовательно, тем выше напряжения.

Величина возникающих напряжений не должна превосходить допустимую, так как в металле могут образоваться трещины. Наиболее опасно возникновение внутренних напряжений при нагреве до температур 500—600° С, когда металл обладает малой пластичностью. При более высоких температурах возникновение внутренних напряжений неопасно, так как металл становится пластичным.

При термической обработке (в печах) возможны три способа нагрева (рис. 41): 1) детали загружают в холодную или разогретую до невысокой температуры печь (рис. 41, а); печь нагревают с деталями до заданной температуры; время нагрева большое, но разность температур по сечению небольшая; этот способ применяют при нагреве деталей из высоколегированных сталей и сложной формы, 2) детали загружают в печь, имеющую постоянную задан-

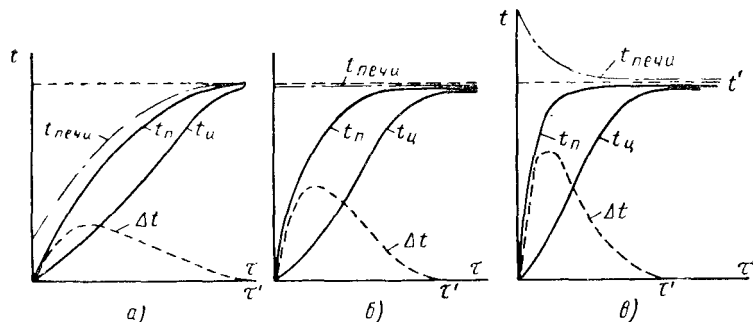


Рис. 41. Три способа нагрева деталей в печи.

t' — заданная температура нагрева, t_n — температура поверхности; t_u — температура центра; Δt — разность температур между поверхностью и центром; $t_{печи}$ — температура печи; τ' — время прогрева для случаев а, б и в (по данным А. А. Шмыкова)

ную температуру (рис. 41, б): время нагрева меньше, чем при первом способе, но разность температур по сечению больше, этот способ нагрева обычно и применяют; 3) детали загружают в печь, имеющую температуру выше заданной (рис. 41, в); по мере нагрева деталей температура печи снижается до заданной; при этом способе скорость нагрева, разность температур и возникающие внутренние напряжения наибольшие; это способ форсированного нагрева.

Время нагрева зависит также от расположения деталей в печи и от их взаимного расположения (табл. 1). Детали нагреваются быстрее при всестороннем подводе тепла; самый медленный нагрев — при расположении нескольких деталей вплотную (продолжительность нагрева увеличивается в 4 раза).

Общая продолжительность нагрева, т. е. общее время $\tau_{\text{общ}}$ пребывания деталей в нагревающей среде, состоит из времени $\tau_{\text{н}}$ нагрева до заданной температуры и времени $\tau_{\text{в}}$ выдержки при этой температуре:

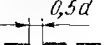
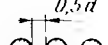
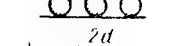
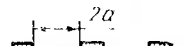
$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{н}} + \tau_{\text{в}} \quad (1)$$

Время выдержки при заданной температуре может быть принято равным 1 мин для углеродистых сталей и 1,5–2 мин для легированных сталей.

Время нагрева до заданной температуры может быть определено несколькими способами.

Т а б л и ц а 1

Продолжительность нагрева деталей в зависимости от их расположения в печи (по данным В. Ф. Копытова)

Расположение деталей	Продолжительность нагрева, мин	Расположение деталей	Продолжительность нагрева, мин
	1		1
	1,4		1
	4		2
	2,2		1,4
	2		1,3
	1,8		1,7

Коэффициент a

Нагревательный агрегат	Температура печи, °C	Сечение детали		
		круглое	квадратное	прямоуголь- ное
Электропечь	800	40—50	50—60	60—75
Соляная ванна	800	12—15	15—18	18—22
Свинцовая ванна	800	6—8	8—10	10—12
Соляная ванна	1300	6—8	8—10	10—12

1. Для деталей простой формы небольшой длины время нагрева

$$\tau_n = aD, \quad (2)$$

где a — коэффициент, определяемый экспериментально, с/мм;

Если деталь квадратного или прямоугольного сечения, то вместо диаметра D следует использовать толщину H детали. Значение коэффициента a в зависимости от условий нагрева и формы детали приведено в табл. 2.

Если нагревают несколько деталей, различно расположенных на поду печи, то результат, полученный по формуле (2), надо умножить на коэффициент равномерности нагрева (см. табл. 1). Этот способ определения времени нагрева наиболее простой и распространенный, но недостаточно точный, так как не учитывает влияние нагрева с торцов и соотношения длины и диаметра (толщины) детали.

2. Для деталей сложной формы значительной длины время нагрева

$$\tau_n = aD = 0,1D, \quad (3)$$

где D — диаметр шара, мм;

τ_n — время сквозного прогрева шара, мин.

Время нагрева деталей разной формы в различных средах с учетом их расположения в печи

$$\tau_n = 0,1k_1k_2k_3D_i \text{ мин}, \quad (4)$$

где D_i — размерная характеристика нагреваемой детали в мм, т. е. минимальная величина максимального сечения;

k_1 — коэффициент формы, он имеет следующие значения:
1 — для шара; 2 — для цилиндра; 2,5 — для параллелепипеда; 4 — для пластины *;

* Коэффициент k_1 указан для цилиндра и параллелепипеда, а также для пластины бесконечной длины и ширины и отношении длины к диаметру или толщине более 3; если отношение $l : d$ или $l : a$ находится в пределах 1,5—2,5, то коэффициент k_1 должен быть умножен на 0,75.

k_2 — коэффициент среды (для нагрева: 1 — в соли, 0,5 — в свинце, 2 — в газовой среде);
 k_3 — коэффициент равномерности нагрева.

Для детали, показанной на рис. 42, сечением 30×40 мм $D_1 = 30$ мм.

Этот способ определения времени нагрева является достаточно точным и наиболее удобным для практического применения.

3. Для деталей сложной формы в зависимости от метода нагрева время нагрева

$$\tau_n = K \frac{V}{F}, \quad (5)$$

где τ_n — время нагрева, мин;

V — объем тела, см^3 ;

F — поверхность тела, см^2 ;

K — суммарный физический фактор нагрева, мин/см.

Отношение $\frac{V}{F}$ называется геометрическим показателем тела:

$$W = \frac{V}{F} \text{ см.} \quad (6)$$

После подстановки W в формулу (5) получим

$$\tau_n = KW. \quad (7)$$

Геометрические параметры различных тел вычисляют по следующим формулам.

Для шара

$$W = \frac{D}{6};$$

для сплошного цилиндра:
 нагреваемого со всех сторон

$$W = \frac{Dl}{4l + 2D};$$

нагреваемого с одного конца

$$W = \frac{Dl_1}{4l_1 + D};$$

для полого цилиндра, нагреваемого со всех сторон,

$$W = \frac{(D-d)l}{4l + 2(D-d)};$$

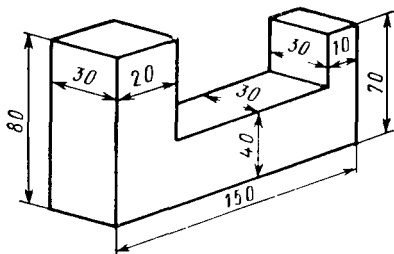


Рис. 42. Деталь

Значения K для различных условий нагрева

Сталь	Температура нагрева, °C	Нагревающая среда	K
Углеродистая и легированная	300—400	Воздух	45
		Продукты сгорания	35
Углеродистая	750—900	Воздух	40
		Продукты сгорания	35
		Соль	10
Легированная	750—900	Воздух	45
		Продукты сгорания	40
		Соль	13
Быстрорежущая	500—650	Воздух	35
		Продукты сгорания	30
		Соль	7
	800—900	Соль	10
	1200—1300		5

для прямоугольной пластины, нагреваемой со всех сторон,

$$W = \frac{Bal}{2(Bl + Ba + al)};$$

для куба

$$W = \frac{B}{6};$$

для призмы с основанием в виде квадрата, треугольника или правильного шестиугольника

$$W = \frac{D_1 l_1}{4l + 2D_1};$$

здесь D — наружный диаметр, см; d — внутренний диаметр, см; D_1 — диаметр окружности, вписанный в данный многоугольник, см; l — общая длина тела, см; l_1 — длина нагреваемой части, см; B — ребро куба, толщина пластины, см; a — ширина пластины, см.

Значения коэффициента K приведены в табл. 3.

**Примерные нормы нагрева деталей диаметром (толщиной)
более 3 мм при нагреве для закалки до 750—900° С**

Агрегат	Время нагрева (с) на 1 мм диаметра или наименьшей толщины для сталей		Примечание. На многих заводах приняты следующие нормы нагрева на 1 мм диаметра: при нагреве в пламенных печах 1 мин, в электродпечах 1,5—2 мин, в соляных ваннах 0,5 мин, в свинцовых ваннах 0,1—0,15 мин; время нагрева деталей из легированной стали должно быть увеличено на 25—50%.
	углеродистых и низколегированных	легированных	
Электрическая печь	50—80	70—90	
Соляная ванна	20—25	25—30	
Свинцовая ванна	6—8	8—10	

Все три приведенных способа применимы для определения времени нагрева деталей диаметром (стороной квадрата) 3—100 мм. Рекомендуемая продолжительность выдержки в камерных печах и ваннах приведена в табл. 4.

§ 2. ХИМИЧЕСКОЕ ДЕЙСТВИЕ НАГРЕВАЮЩЕЙ СРЕДЫ

Общие сведения. При нагреве деталей в печах металл взаимодействует с атмосферой печи. Результатом такого взаимодействия является окисление, ведущее к образованию окалины на поверхности нагреваемого металла, и обезуглероживание — частичное или полное выгорание углерода в поверхностных слоях стали.

Окисление приводит к потерям металла, усложняет обработку деталей, затрудняет получение высокой и равномерной твердости. Потери металла при нагреве составляют до 3% массы обрабатываемых деталей. В обезуглероженном слое появляются «мягкие пятна» и возникают растягивающие напряжения, что снижает прочность, износостойкость и предел выносливости, т. е. снижает срок службы деталей.

В состав печной газовой атмосферы входят кислород, окись углерода, двуокись углерода, водород, азот, метан, водяной пар. Действие этих газов на сталь различно. Водород обезуглероживает, окись углерода и метан науглероживают. Водяной пар, двуокись углерода и кислород окисляют и обезуглероживают.

Рассмотрим процесс окисления. Вначале происходит химическая реакция между металлом и окисляющим газом, в результате чего на поверхности металла образуется окисная пленка. Дальнейший процесс окисления — это диффузия атомов кислорода сквозь пленку (к металлу) с окислением на границе металл—пленка; диффузия атомов металла сквозь пленку на ее наружную поверхность с окислением на границе пленка—газ или встречная диффузия атомов кислорода и металла.

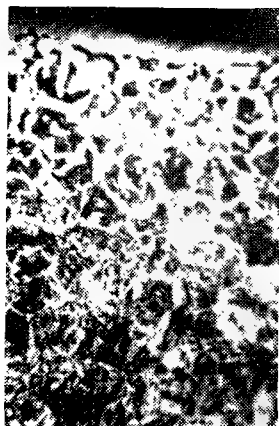
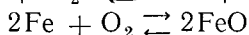
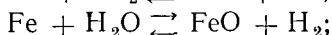
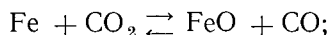


Рис. 43. Микроструктура
обезуглероженной стали;
× 100

На интенсивность окисления влияют состав и строение окисной пленки. Если пленка пористая, окисление происходит интенсивно, если плотная, окисление замедляется или даже совершенно прекращается.

Процесс окисления есть диффузионный процесс; чем выше скорость диффузии, тем выше скорость окисления. С повышением температуры нагрева процесс диффузии резко ускоряется, поэтому и окисление будет происходить тем в большей степени, чем выше температура нагрева.

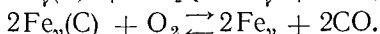
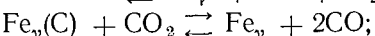
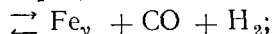
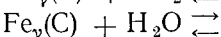
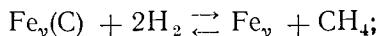
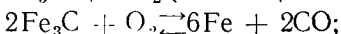
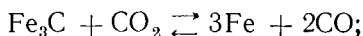
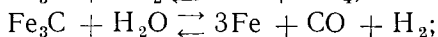
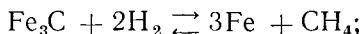
В атмосфере влажного воздуха окисление происходит и при температуре 20° С; образующаяся окисная пленка состоит из окисла Fe_2O_3 . С повышением температуры (выше 100° С) образуется плотный слой окислов Fe_2O_3 и Fe_3O_4 . При температуре выше 570° С кроме окислов Fe_2O_3 и Fe_3O_4 образуется менее плотный окисел FeO по следующим реакциям:



(основная часть кислорода печной атмосферы находится в виде CO_2 и H_2O).

С образованием окисла FeO окисление железа резко возрастает; при этом образуется слой окалины. Поэтому практически детали предохраняют от окисления при нагреве их до температур выше 500° С.

Параллельно с окислением протекает процесс обезуглероживания, т. е. взаимодействие газов печной атмосферы с углеродом. Углерод может находиться в стали в виде карбида железа Fe_3C или в твердом растворе $[\text{Fe}_\gamma(\text{C})]$. Основные реакции обезуглероживания:



Обезуглероживание — скрытый дефект. Его можно обнаружить измерением твердости и по структуре стали (рис. 43). Степень обезуглероживающего действия печной атмосферы зависит от содержания в стали углерода и легирующих элементов; например,

хром уменьшает, а кремний, вольфрам, молибден, ванадий увеличивают склонность к обезуглероживанию. На процесс обезуглероживания влияет и температура нагрева; чем выше температура, тем интенсивнее протекает обезуглероживание.

Для сохранения постоянства химического состава поверхности деталей при данном режиме нагрева и определенном химическом составе стали необходимо создать условия равновесия между металлом и печной атмосферой, т. е. иметь определенное соотношение окисляющих, обезуглероживающих, восстанавливающих и науглероживающих газов:

$$\frac{\text{CO}_2}{\text{CO}}; \quad \frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2}; \quad \frac{\text{CH}_4}{\text{H}_2}.$$

Так как компоненты газовой среды, входящие в числитель и знаменатель каждого отношения, противоположно действуют на сталь, а реакции окисления и обезуглероживания являются обратимыми, можно создать при термической обработке такие условия, когда реакции обезуглероживание $\rightleftharpoons$ науглероживание и окисление $\rightleftharpoons$ восстановление будут протекать в обе стороны с одинаковой скоростью, т. е. печная атмосфера будет нейтральной по отношению к нагреваемой детали.

Требуемое соотношение компонентов печной атмосферы при нагреве определяется теоретическими кривыми равновесия реакций окисления и обезуглероживания. Для наиболее часто применяемых конструкционных сталей при нагреве до 1000°C для защиты от окисления отношение $\frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2}$ должно быть не более 0,7, а отношение $\frac{\text{CO}_2}{\text{CO}}$ не более 0,4 (рис. 44).

Применение защитных атмосфер. Для предохранения деталей от окисления и обезуглероживания при высоких температурах в рабочее пространство печи искусственно вводят защитную газовую среду, называемую защитной или контролируемой атмосферой. Применяемая контролируемая атмосфера должна иметь низкую стоимость, быть простой в приготовлении, не должна образовывать излишних количеств сажи и кокса, не окислять и не обезуглероживать поверхность деталей при термической обработке.

Для защиты от окисления могут применяться инертные

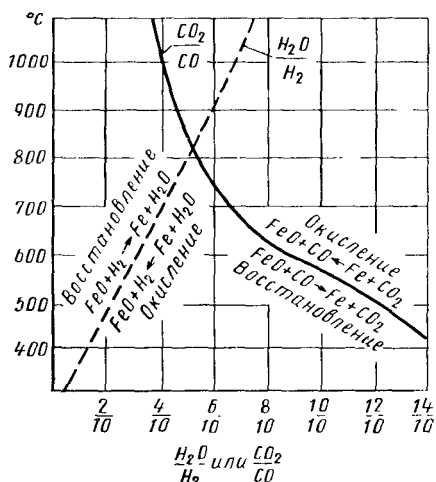


Рис. 44. Кривые равновесия $\text{CO}-\text{CO}_2$ и $\text{H}_2-\text{H}_2\text{O}$ с железом при разных температурах

**Техническая характеристика контролируемых атмосфер,
получаемых из углеводородных газов**

Атмосфера	Объемная доля, %					Коэффициент избытка воз- духа α	Взрывоопас- ность	Температура воспламе- ний смеси с воздухом, °C
	CO	CO ₂	H ₂	CH ₄	N ₂			
Экзотермиче- ская ПС-09	0,01	0,1	0,01	Нет	0,88	0,9— 1,0	Нет	—
Эндотермиче- ская КГ-ВО	0,18— 0,24	До 0,01	0,32— 0,4	До 0,015	0,38— 0,44	0,25— 0,27	Есть	400—700

Примечание. Содержание водяного пара в контролируемых атмосферах определяется температурой в точке росы.

газы — аргон, неон и чистый азот, не содержащие даже следов кислорода, а также продукты диссоциации аммиака. Указанные газы требуют дополнительной очистки от агрессивных примесей и осушки, что повышает стоимость защитного газа в 2—3 раза. В связи с этим чистые газы применяются для защитных атмосфер ограниченно.

В современном машиностроительном производстве применяют контролируемые атмосферы двух типов: 1) экзотермическую — нейтральную при температуре ниже 700° С; 2) эндотермическую — «универсальную», нейтральную при температуре выше 700° С (ниже 700° С она взрывоопасна).

Нейтральные контролируемые атмосферы получают путем сжигания углеводородных газов с коэффициентами избытка воздуха от 0,22 до 0,95. Данные о нейтральных атмосферах приведены в табл. 5. Для получения контролируемых атмосфер необходимы специальные установки.

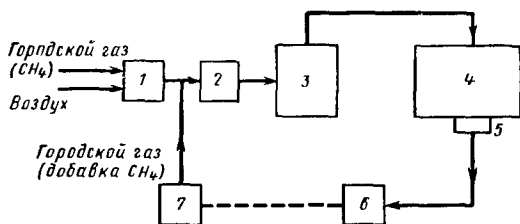
Наиболее широкое применение находит эндотермическая атмосфера (эндогаз), которая применима как для безокислительного нагрева, так и для цементации. Характерной особенностью эндотермической атмосферы является то, что результаты ее взаимодействия с нагретой сталью зависят только от содержания влаги, количество которой контролируется определением температуры точки росы¹. Следовательно, по температуре точки росы контролируется содержание углерода на поверхности стальной детали (углеродный потенциал) в момент установления равновесия с атмосферой данного состава.

Схема автоматического регулирования состава печной атмосферы на заданный углеродный потенциал в равновесных процессах

¹ Точкой росы называется температура, при которой начинается конденсация содержащейся в газе влаги.

Рис. 45. Схема автоматического регулирования состава печной атмосферы на заданный углеродный потенциал в равновесных процессах:

1 — регулятор соотношения;
2 — смеситель; 3 — эндотермический генератор; 4 — печь;
5 — газоотборник; 6 — газоанализатор;
7 — исполнительный механизм



приведена на рис. 45. Углеродный потенциал атмосферы регулируется только соответствующим изменением состава газа, получаемого в газоприготовительной установке, обычно по температуре точки росы. Контролируемый газ отбирается из печи (газоотборник 5, устанавливаемый на стороне печи, противоположной газовадам) и подается в газоанализатор 6. При отклонении контролируемого газа от заданного состава поступает сигнал (штриховая линия на рис. 45) в исполнительный механизм 7, регулирующий добавку городского газа в смеситель 2 эндотермического генератора 3. Следовательно, добавка городского газа, изменяющая соотношение воздуха и природного газа, подаваемых в генератор, является основным фактором, определяющим качество автоматического регулирования состава печной атмосферы.

Недостатками схемы являются: 1) трудность регулирования печной атмосферы нескольких печей, работающих от одной газоприготовительной установки; 2) ограничение допустимого соотношения газа и воздуха, поступающих в газоприготовительную установку, в связи с выделением сажи, которая разрушает катализатор эндотермического генератора, снижает его активность и увеличивает сопротивление трубопроводов.

Применение расплавленных солей. Предохранение деталей от окисления и обезуглероживания осуществляется также нагревом в хорошо раскисленных расплавленных солях. Расплавленные соли или их смеси являются распространенными средами для нагрева.

Широкое применение при термической обработке соляных ванн объясняется тем, что расплавленные соли по сравнению с другими нагревающими (газовыми, воздушными) и охлаждающими (вода, масло, воздух) средами обладают большими преимуществами. Основные преимущества соляных ванн следующие: более быстрый и равномерный нагрев, более высокая производительность, меньший рост зерна при нагреве, удобство местного нагрева, уменьшение коробления стержневых деталей, возможность нагрева деталей в вертикальном положении, меньшие внутренние напряжения и деформация, исключение возможности образования трещин (при охлаждении в расплавленных солях), предохранение от окисления и обезуглероживания при нагреве и при переносе деталей из ванны в закалочный бак (детали покрыты тонкой пленкой соли).

Составы соляных ванн

Состав ванн	Температура плавления, °С	Интервал рабочих температур, °С
<i>Высокотемпературных</i>		
100% BaCl_2	960	1050—1300
<i>Среднетемпературных</i>		
50% KCl и 50% Na_2CO_3	577	650—870
70% BaCl_2 и 30% KCl	640	670—870
78% BaCl_2 и 22% NaCl	654	790—810
56% KCl и 44% NaCl	660	720—900
Соляной минерал сильвинит:		
70% NaCl , 25% KCl и 5% примесей	700	780—900
<i>Низкотемпературных</i>		
100% NaOH	322	350—700
80% KOH , 20% NaOH и 6% H_2O к общему количеству щелочей	130	150—250
55% KNO_3 и 45% NaNO_2	137	155—550

Примечания: 1. Смеси солей должны быть хорошо размельчены, перемешаны и просушены. 2. Хлористый барий (BaCl_2) должен быть предварительно прокален при 600—700°С.

В зависимости от интервала рабочих температур соляные ванны условно подразделяют на высоко-, средне- и низкотемпературные. Некоторые составы соляных ванн приведены в табл. 6. Требования к солям, применяемым для термической обработки, следующие: хорошая растворимость в воде и малая гигроскопичность в твердом состоянии; высокая электропроводность; высокая жидкотекучесть; малая летучесть при рабочих температурах и инертность по отношению к нагреваемому металлу; простота состава и низкая стоимость.

Достаточная жидкотекучесть расплавов солей обеспечивается в том случае, если температура их плавления на 70—100°С ниже рабочей температуры ванны. Хорошую жидкотекучесть расплавам солей обеспечивает хлористый калий. В его присутствии получается светлая поверхность. Однако содержание хлористого калия в расплавах ограничивают (не более 30%) в связи с повышенной обезуглероживающей способностью.

Общим недостатком расплавов солей, как нагревающих сред, является их обезуглероживающее действие. Во избежание обезуглероживания деталей при нагреве в соляных ваннах необходимо периодически производить раскисление ванн. Раскисление высокотемпературных соляных ванн (с хлористым барием) обычно производится молотым 75%-ным ферросилицием, который доба-

вляется в расплавленную соль 1—2 раза в смену в количестве 150—200 г за один прием, а также бурой. Раскисление среднетемпературных соляных ванн производится: бурой — через каждые 4 ч работы добавляется 200—300 г буры; желтой кровяной солью в количестве 1—2% массы солей; древесным углем, для чего на дно ванны опускают на 10—15 мин ковш с отверстиями, наполненный углем. Происходящее вначале бурление ванны с появлением значительного количества языков пламени постепенно уменьшается и затем прекращается, что и указывает на конец раскисления. Раскисление низкотемпературных соляных ванн не производят.

Применение защитных покрытий. Новое в безокислительной термической обработке — применение защитных покрытий — стекловидных эмалей. Для таких покрытий применяют механические смеси тонких порошков стекол с огнеупорными наполнителями. В процессе нагрева происходит плавление легкоплавких, а затем тугоплавких составляющих смеси, и тем самым обеспечивается получение стекловидной расплавленной пленки, изолирующей металл от печной атмосферы.

Для защиты деталей из конструкционных и инструментальных сталей применяют эмаль ЭЖ-01, в состав которой входят около 25% Al_2O_3 , стеклообразующая составляющая — фритта, огнеупорная глина и вода. Эмаль наносят путем окунания или мягкой кистью на очищенную и обезжиренную поверхность детали. Толщина покрытия 0,08—0,12 мм. Сушку производят на воздухе или в сушильном шкафу в течение 0,5—1 ч. Далее детали подвергают термической обработке. При охлаждении от температур закалки происходит частичное скалывание эмали. Остатки покрытия можно удалить дробеструйной обработкой или в расплаве щелочей КОН или NaOH при 500—550° С. Применять эмали целесообразно в условиях мелкосерийного производства.

§ 3. ОТЖИГ

Отжигом называют процесс термической обработки, заключающийся в нагреве стали до определенной температуры (рис. 46) и последующем, как правило, медленном охлаждении для получения более равновесной структуры.

Отжиг является предварительной операцией термической обработки, подготавливающей структуру стали к последующим технологическим операциям, например, к обработке заготовок на металлорежущих станках и окончательной термической обработке (закалке с отпуском) деталей. Но отжиг используют и как окончательную термическую обработку в том случае, если получаемые в результате этой операции свойства удовлетворяют требованиям, предъявляемым к данной детали.

Полный отжиг характеризуется нагревом стали на 20—30° С выше температуры интервала превращений, выдержкой при этой

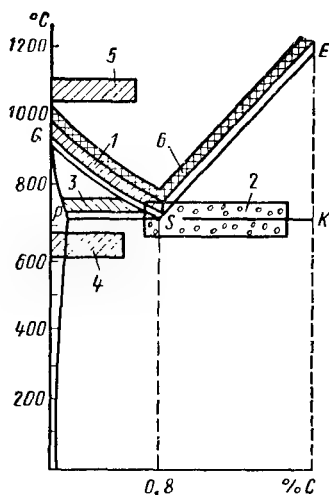


Рис. 46. Температура нагрева стали для отжига и нормализации:

1 — полный отжиг; 2 — отжиг на зернистый перлит; 3 — неполный отжиг; 4 — рекристаллизационный отжиг; 5 — диффузионный отжиг; 6 — нормализация

температуре и медленным охлаждением до температуры ниже интервала превращений. При таком отжиге происходит полная фазовая перекристаллизация. Данному виду отжига подвергают доэвтектоидную сталь с неравномерным или крупным зерном, а также с полосчатой структурой для создания мелкой зернистости, понижения твердости и повышения пластичности, снятия внутренних напряжений, улучшения обрабатываемости.

При полном отжиге доэвтектоидную сталь нагревают до температуры на 20—30° С выше температуры в точке A_{c3} , т. е. на 20—30° С выше линии GS диаграммы железо—цементит (см. рис. 46). При нагреве до такой температуры крупная исходная феррито-перлитная структура превращается в мелкую структуру аустенита (рис. 47). При последующем медленном охлаждении для углеродистой стали со скоростью 120—150° С/ч до 450—550° С и далее на воздухе из мелкозернистого аустенита

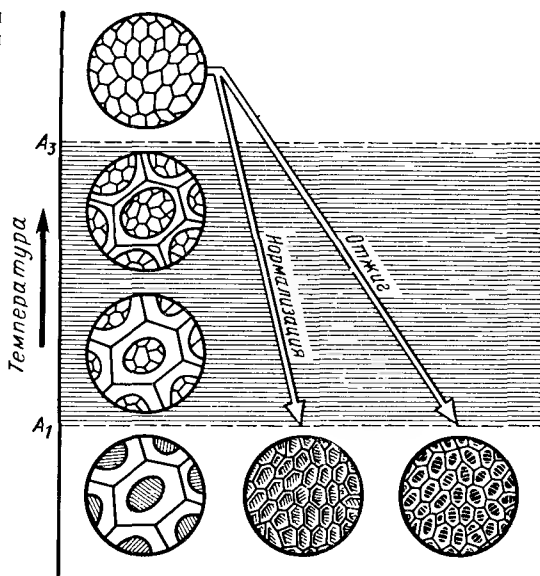
образуется мелкая феррито-перлитная структура (рис. 47 и 48).

При отжиге легированной стали скорость охлаждения должна быть порядка 30—70° С/ч; это связано с тем, что легирующие элементы повышают устойчивость аустенита. Для сокращения продолжительности отжига легированные стали целесообразно подвергать изотермическому отжигу.

Заэвтектоидную сталь полному отжигу не подвергают. Для полного отжига заэвтектоидную сталь нужно нагревать до температуры на 20—30° С выше точки A_{cm} , т. е. на 20—30° С выше линии SE диаграммы железо—цементит. При нагреве до такой температуры будет происходить превращение исходной структуры цементит и перлит в структуру аустенита. При последующем медленном охлаждении цементит будет выделяться по границам зерен аустенита и после превращения аустенита в перлит при температурах немного ниже температуры в критической точке A_{r1} , в результате образуется структура цементит и перлит, но цементит будет расположен в виде сетки по границам зерен перлита (рис. 49). Сталь с такой структурой имеет низкую вязкость, неравномерное распределение твердости по сечению, плохо обрабатывается на станках.

Неполный отжиг характеризуется нагревом стали до одной из температур в интервале превращений (выше точки A_{c1} , но ниже точки A_{c3} , рис. 46), выдержкой и медленным охлаждением.

Рис. 47. Схема изменения структуры доэвтектоидной стали при отжиге и нормализации



При таком отжиге происходит перекристаллизация только перлита, а избыточная фаза (в доэвтектоидных сталях—феррит) остается без изменения.

Если после горячей обработки давлением доэвтектоидная сталь имеет структуру, состоящую из мелких зерен феррита и перлита, то полной перекристаллизации не требуется. В стали с такой структурой с помощью неполного отжига снимают напряжения и понижают твердость. В связи с более низкой температурой нагрева и меньшей продолжительностью применять неполный отжиг экономически более выгодно.

Результатов, близких к результатам неполного отжига, можно достичь нагревом стали до температур немного ниже температуры в точке A_{c1} (650—680°С) — высоким отпуском (иногда такой процесс называют низким отжигом). Чем выше температура нагрева, тем больше снижается твердость стали. Но такого снижения твердости стали, какое получается после полного отжига, высокий отпуск не дает, и поэтому его целесообразно применять, когда не требуется фазовая перекристаллизация. Для высоколегированных конструкционных сталей, у которых отсутствует перлитное превращение (см. рис. 28, в), высокий отпуск является единственной термической обработкой, позволяющей снизить их твердость.

Изотермический отжиг заключается в нагреве до температуры выше температуры в точке A_{c3} для доэвтектоидной и A_{c1} для заэвтектоидной стали, выдержке, ускоренном охлаждении до температуры немного ниже температуры в точке A_{r1} , изотермической выдержке при этой температуре для завершения перлитного

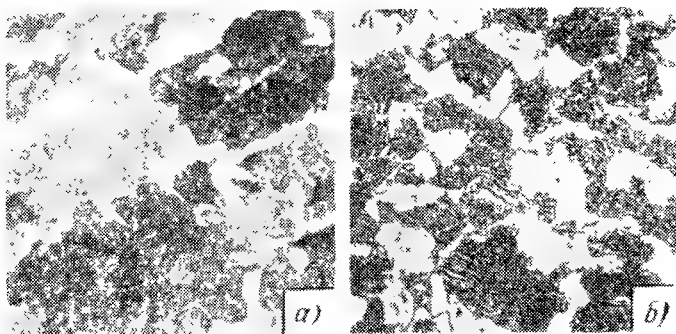


Рис. 48. Микроструктура доэвтектоидной стали:

a — до отжига; *b* — после отжига; $\times 500$

превращения и охлаждении на воздухе. Таким образом, характерной особенностью изотермического отжига является образование феррито-цементитной смеси из аустенита при постоянной температуре, а не при непрерывном охлаждении, как при полном отжиге.

Температура изотермической выдержки влияет на свойства стали и время превращения. С понижением температуры изотермической выдержки превращение ускоряется, но твердость повышается. Температуру изотермической выдержки выбирают такую (на $50\text{—}100^\circ\text{C}$ ниже температуры в точке Ar_1), при которой обеспечивается необходимая твердость за сравнительно небольшой промежуток времени. Изотермический отжиг проводится с использованием ускоренного охлаждения вместе с печью до заданной температуры или в двух печах: в одной печи детали

нагревают до температуры выше критической точки, а затем их переносят в другую печь, имеющую температуру немного ниже температуры в точке Ar_1 .

Изотермический отжиг поковок из легированной стали проводят также непосредственно с температуры ковочного нагрева. Поковки сразу послековки загружают в печь с температурой $600\text{—}700^\circ\text{C}$, выдерживают в ней и охлаждают на воздухе. При таком изотермическом отжиге перекристаллизации с измельчением зерна не происходит, но снимаются напряжения, снижается твердость, обеспечивается хорошая обрабатываемость.

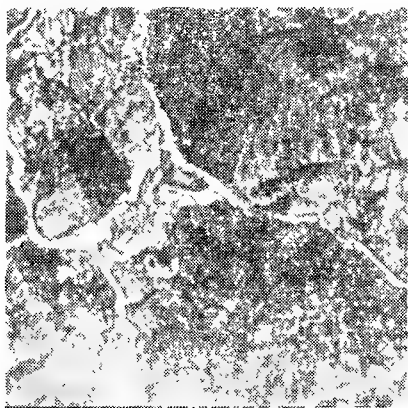


Рис. 49. Микроструктура заэвтектоидной стали — перлит и цементит (в виде сетки); $\times 500$

Изотермический отжиг имеет преимущества перед отжигом с непрерывным охлаждением: сокращается время отжига (особенно при отжиге деталей из легированных сталей) и получается более однородная структура (превращения во всем объеме детали происходят при одинаковой температуре).

Отжиг на зернистый перлит (зернистый цементит) заключается в нагреве стали до температуры несколько выше температуры в точке A_{C1} , выдержке и последующем охлаждении для сфероидизации цементита и получения зернистого перлита. Этому виду отжига подвергают детали из заэвтектоидной и эвтектоидной сталей. Детали из стали со структурой зернистого перлита обладают по сравнению с деталями из стали со структурой пластинчатого перлита большей пластичностью, равномерным распределением твердости по сечению и лучшей обрабатываемостью на станках.

Для получения зернистого перлита детали из заэвтектоидной стали нагревают до температур в интервале превращений, т. е. между критическими точками A_{C1} и A_{Cm} (между линиями SK и SE диаграммы железо—цементит). Обычно стальные детали нагревают немного выше температур в точке A_{C1} (до $740 - 760^\circ C$). При нагреве до такой температуры перлит превращается в аустенит, а цементит остается и образуется структура цементит + аустенит. После выдержки охлаждение можно осуществлять по двум технологическим схемам. Первая предусматривает непрерывное охлаждение с печью до $500 - 600^\circ C$ со скоростью $30 - 50^\circ /ч$ с дальнейшим охлаждением на воздухе (рис. 50, а). Вторая схема предусматривает охлаждение до температуры $680 - 700^\circ C$ при выключенной печи, изотермическую выдержку при этой температуре (в интервале перлитного превращения) в течение 2—4 ч, охлаждение с печью до $500 - 600^\circ C$ со скоростью $30 - 50^\circ /ч$, а далее на воздухе (рис. 50, б). При непрерывном охлаждении или при изотермической выдержке образуется зернистый перлит (рис. 51), т. е. процесс сфероидизации цементита и его коагуляция (укрупнение) до дисперсности, обеспечивающей заданную твердость стали.

Образование зернистого цементита при таком режиме отжига объясняется тем, что при нагреве немного выше температуры

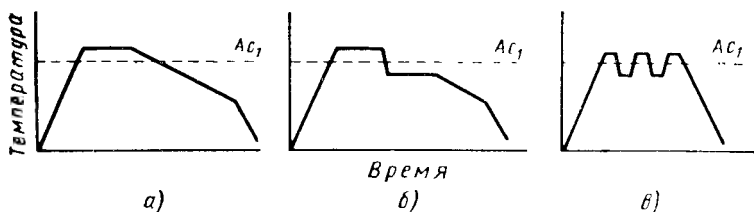


Рис. 50. Графики отжига на зернистый перлит:

а — при непрерывном охлаждении; б — при изотермической выдержке; в — маятниковый (циклический)

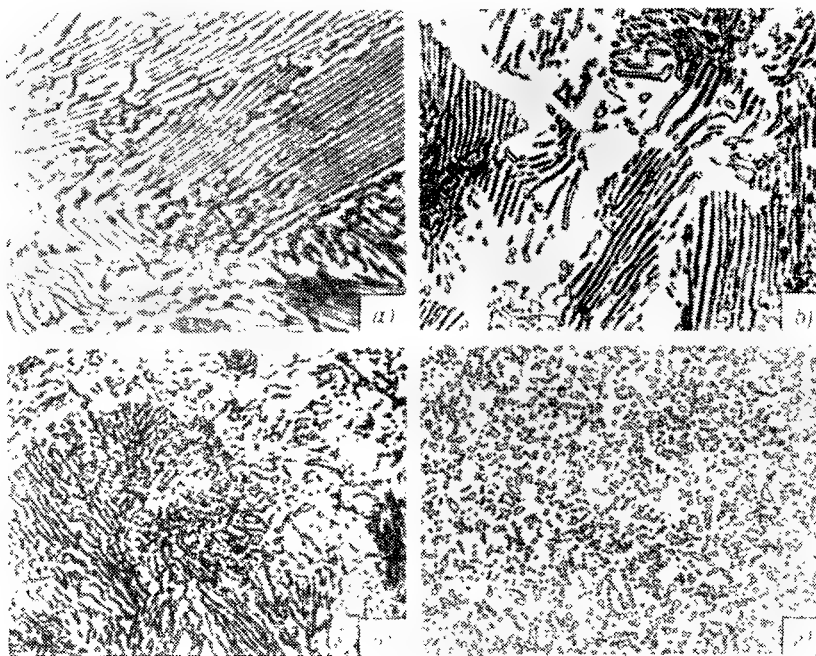


Рис. 51. Микроструктура перлита:

а — пластинчатый; *б* и *в* — пластинчатый, частично превратившийся в зернистый; *г* — зернистый; $\times 1000$

в точке Ac_1 перлит превращается в аустенит, а избыточный цементит сохраняется, т. е. получается неоднородная структура. Согласно исследованиям проф. А. П. Гуляева, продуктом превращения при такой структуре всегда является зернистый перлит, так как малое зерно аустенита, его неоднородная концентрация и большое количество нерастворенных карбидов способствуют образованию зернистого цементита. При повышении температуры избыточные карбиды (центры кристаллизации) растворяются, а при наличии однородного аустенита из него всегда образуется пластинчатый перлит.

Для ускорения образования зернистого перлита нагрев (до $740\text{—}760^\circ\text{C}$) и охлаждение (до $680\text{—}700^\circ\text{C}$) повторяют несколько раз (рис. 50, в). Такой отжиг называется маятниковым или циклическим. Ускорение образования зернистого перлита при маятниковом отжиге достигается тем, что образовавшиеся зерна цементита при первом охлаждении являются дополнительными центрами кристаллизации при втором охлаждении и т. д. Но так многократно изменять температуру трудно.

Зернистый перлит может быть получен также при нагреве стальных деталей немного ниже критической температуры в точке

A_1 (680—700° С); при этом требуется длительная выдержка (несколько суток), в связи с чем такой режим отжига невыгоден.

Если избыточный цементит в заэвтектоидной стали находится в виде грубой сетки, то перед сфероидизацией карбидная сетка должна быть устранена, так как отжигом уничтожить ее не всегда удается. Для устранения цементитной сетки заэвтектоидную сталь подвергают нормализации, т. е. нагреву до температуры выше температуры в точке *Ac1* (линия *SE*), при котором цементитная сетка растворяется, и ускоренному охлаждению (на воздухе), препятствующему выделению цементита в виде сетки.

Структуру отожженной заэвтектоидной стали с цементитом в виде зерен принято называть зернистым перлитом. Такое название является не совсем правильным, так как структура заэвтектоидной стали представляет собой структуру перлит и цементит. Структура заэвтектоидной стали называется зернистым перлитом, потому что в такой структуре нельзя различить зерна цементита перлита и избыточного цементита. При наличии цементитной сетки и пластинчатого перлита избыточными карбидами является цементитная сетка; при наличии цементита в виде зерен можно предположительно указать, что какая-то часть зерен является зернами избыточного цементита, а остальные зерна и феррит — это перлит.

Диффузионный отжиг (гомогенизация) характеризуется нагревом стали до температуры значительно выше температуры интервала превращений (на 180—300° С) с последующим медленным охлаждением (см. рис. 46). Такой отжиг применяют для выравнивания химической неоднородности (путем диффузии) зерен твердого раствора, т. е. уменьшения микроликвации в фасонных стальных отливках и в слитках главным образом легированной стали.

Слитки нагревают до 1100—1200° С, выдерживают при этой температуре 8—15 ч, затем медленно охлаждают до 200—250° С. Процесс диффузионного отжига продолжается около 80—100 ч.

Рекристаллизационный отжиг используют для стальных деталей, деформированных в холодном состоянии. Холодная деформация (прокатка, волочение и т. п.) влияет на строение и механические свойства стали. В результате холодной деформации, например низкоуглеродистой стали, зерна стали (феррита) вытягиваются в направлении деформации. При сильной деформации зерна не только вытягиваются, но и дробятся.

В стали деформации подвергается пластичный феррит, а цементит, обладающий высокой твердостью, почти не деформируется и оказывает сопротивление деформации. В связи с этим чем больше углерода, тем труднее сталь поддается деформации. Сталь с зернистым цементитом легче деформируется, чем сталь, имеющая структуру пластинчатого перлита.

В результате холодной деформации повышаются твердость и прочность и понижается пластичность стали (рис. 52). Изменение механических свойств стали под влиянием холодной деформации

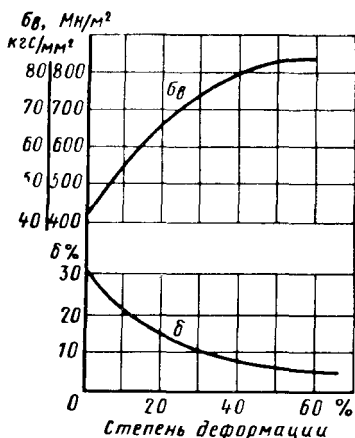


Рис. 52. Влияние холодной деформации на свойства низкоуглеродистой стали

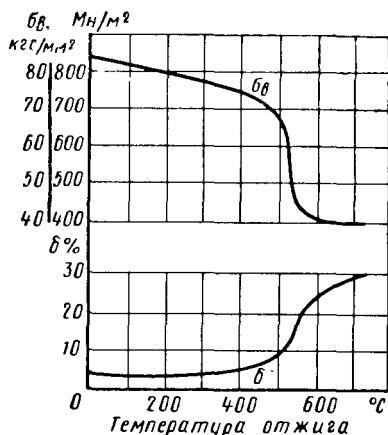


Рис. 53. Влияние нагрева на свойства холоднодеформированной низкоуглеродистой стали

называется наклепом или нагартовкой¹. Деформацией в холодном состоянии изготовляют, например, проволоку (волочением), листы, ленты (прокаткой).

Возникающий в процессе деформации наклеп стали может достигнуть такой величины, что сталь становится хрупкой и дальнейшая деформация ее становится невозможной. Для возвращения стали пластичности и возможности дальнейшей ее деформации проводится рекристаллизационный отжиг. Нагрев холоднодеформированной стали до 400—450° С заметных изменений в микроструктуре не вызывает: механические свойства изменяются незначительно, и только снимается большая часть внутренних напряжений. При нагреве до более высокой температуры механические свойства стали резко изменяются: твердость и прочность понижаются, а пластичность повышается (рис. 53). При этом изменяется строение стали. Вытянутые в результате деформации зерна становятся равноосными.

Рекристаллизация начинается с появления зародышей на границах зерен. В дальнейшем зародыши растут за счет деформированных зерен, в связи с чем образуются новые зерна до момента полного исчезновения деформированной структуры (рис. 54). Под температурой рекристаллизации подразумевается температура, при которой в металлах, подвергнутых деформации в холодном состоянии, начинают образовываться новые зерна.

¹ Упрочнение нагартовкой (наклепом) применяют для повышения механических свойств металлов и сплавов, не подвергающихся упрочнению термической обработкой.

А. А. Бочвар установил зависимость между температурой рекристаллизации и температурой плавления металлов:

$$T_{\text{рекр}} = 0,4T_{\text{пл}},$$

где $T_{\text{рекр}}$ и $T_{\text{пл}}$ — соответственно температуры рекристаллизации и плавления, К.

Формула А. А. Бочвара действительна для чистых металлов и больших степеней деформации.

Температура рекристаллизации: 450°C для железа, 270°C для меди, 100°C для алюминия, 900°C для молибдена, а минус 30°C для свинца.

В связи с тем, что при температуре рекристаллизации новые зерна образуются медленно, практически холоднодеформированные металлы и сплавы нагревают до более высокой температуры, например железо и низкоуглеродистую сталь до $600\text{--}700^{\circ}\text{C}$, медь до $450\text{--}500^{\circ}\text{C}$, алюминий до $250\text{--}350^{\circ}\text{C}$. Эти температуры и являются температурами рекристаллизационного отжига.

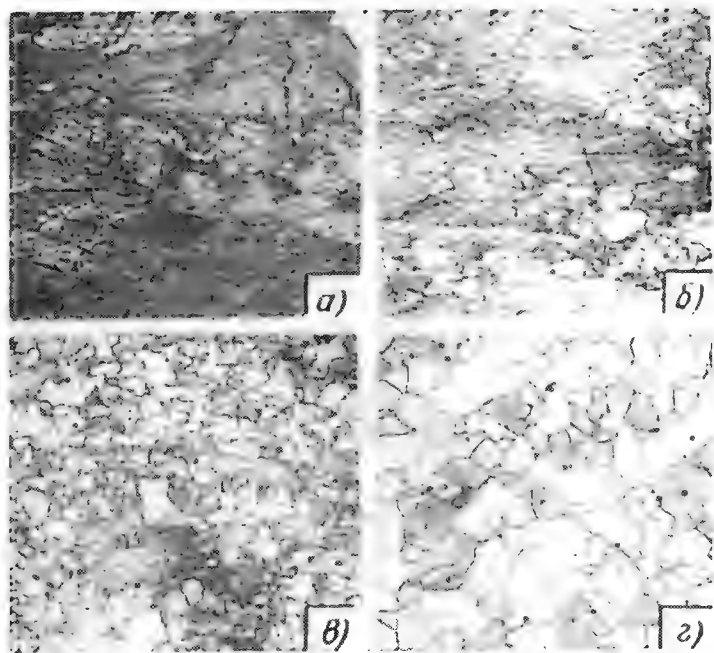


Рис. 54. Изменение микроструктуры наклепанного железа в зависимости от температуры нагрева:

а — до нагрева; б — 500°C ; в — 550°C ; г — 650°C , $\times 500$

§ 4. НОРМАЛИЗАЦИЯ

Нормализацией называют процесс термической обработки, заключающийся в нагреве до температуры на $40-50^{\circ}\text{C}$ выше температуры в точке A_{c3} для доэвтектоидной или в точке A_{cm} для заэвтектоидной стали с последующим охлаждением на воздухе для получения тонкопластинчатой перлитной структуры.

При нормализации низкоуглеродистых сталей происходят те же процессы, что и при отжиге, т. е. измельчение зерен. Но, кроме того, вследствие охлаждения более быстрого, чем при отжиге, и получающегося при этом большего переохлаждения перлит получается более дисперсным, а его количество большим, так как частично подавляется выделение феррита или цементита и образуется квазиэвтектоид (см. рис. 47). Механические свойства при этом оказываются более высокими (повышенная прочность и твердость), чем при более медленном охлаждении (при отжиге).

Нормализация по сравнению с отжигом — более экономичная операция, так как не требует охлаждения вместе с печью. Для низкоуглеродистых сталей нормализация широко применяется вместо отжига. Но для высокоуглеродистых сталей нормализация не может заменить отжиг, так как твердость таких сталей после нормализации получается значительно более высокой, чем после отжига (например, твердость стали У10 после отжига $HV \leq 197$, а после нормализации $HV 255-320$).

В некоторых средне- и высоколегированных сталях (например, в стали 18Х2Н4ВА, быстрорежущей стали) при охлаждении на воздухе образуется структура мартенсита. Такой процесс относится не к нормализации, а к закалке и называется «воздушная закалка».

Нормализацию применяют также для устранения цементитной сетки в заэвтектоидных сталях. При нагреве заэвтектоидной стали с цементитной сеткой выше температуры в критической точке A_{cm} образуется структура аустенита. Если после такого нагрева при медленном охлаждении (при отжиге) цементит выделяется в виде сетки, то ускоренное охлаждение на воздухе (нормализация) препятствует выделению цементита по границам зерен и образуется мелкая феррито-цементитная смесь.

§ 5. ЗАКАЛКА

Выбор температуры. Закалкой называется процесс термической обработки, заключающийся в нагреве стали до температуры выше критической и последующем достаточно быстром охлаждении для получения вместо механической смеси фаз пересыщенного твердого раствора с искаженной решеткой (мартенсита). В результате закалки прочность и твердость стали повышаются, а пластичность снижается.

Температуру нагрева при закалке углеродистых сталей выбирают по левой нижней части диаграммы железо—цементит (рис. 55). При закалке доэвтектоидные стали нагревают до температуры на $30-50^{\circ}\text{C}$ выше температуры в верхней критической точке A_{c3} , т. е. выше линии GS диаграммы железо—цементит. При таком нагреве исходная феррито-перлитная структура превращается в аустенит, а после охлаждения со скоростью больше критической образуется структура мартенсита. При нагреве доэвтектоидной стали до более низкой температуры, например выше критической точки A_{c1} , т. е. выше линии PS диаграммы железо—цементит, но ниже точки A_{c3} структура и свойства стали будут изменяться следующим образом. Исходная феррито-перлитная структура при таком нагреве не будет полностью превращаться в аустенит, а часть феррита останется не превращенным и структура будет аустенит и феррит. Феррита в стали останется тем больше, чем температура нагрева ближе к температуре в точке A_{c1} . Структура после охлаждения будет мартенсит и феррит. Феррит, имеющий низкую твердость, понижает общую твердость закаленной стали; такая закалка называется неполной.

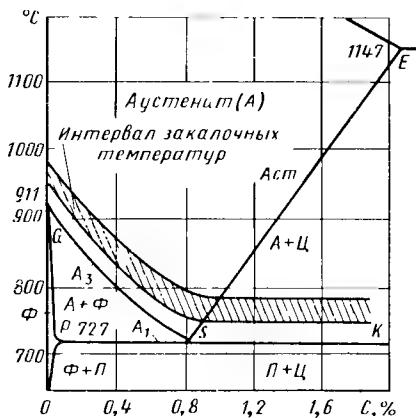


Рис. 55. Оптимальный интервал температур заковки для углеродистой стали

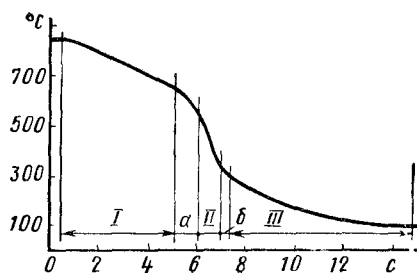
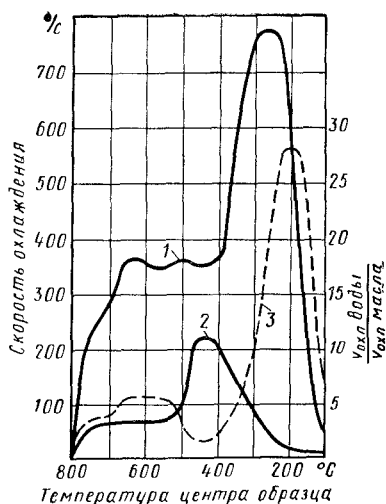


Рис. 56. Стадии охлаждения в воде

Рис. 57. Охлаждающие способности:

1 — воды при 20° С; 2 — масла при 50° С;
3 — отношение скоростей охлаждения в
воде и масле



Охлаждающие среды. Скорость охлаждения стали, нагретой до температуры заковки, влияет на результат заковки. Оптимальной закалочной средой является та среда, которая быстро охлаждает деталь в интервале температур минимальной устойчивости аустенита (550—650° С), чтобы предупредить его распад на феррито-цементитную смесь, и замедленно (или с очень большой скоростью) — в интервале температур мартенситного превращения (ниже 200—300° С), чтобы обеспечить одновременность мартенситообразования во всех зонах охлаждаемой детали и этим снизить опасность образования трещин.

Наиболее распространенными закалочными средами являются вода, водные растворы солей, щелочей, масло, расплавленные соли. При охлаждении в воде и масле, температура кипения которых ниже температуры охлаждаемых в них деталей, скорость охлаждения различна в начальном, среднем и конечном периодах охлаждения и подразделяется на три стадии (рис. 56): *I* — пленочного кипения; *II* — пузырьчатого кипения; *III* — конвективного теплообмена. Между этими стадиями в промежутках *a* и *b* наблюдается переходное состояние.

Стадия пленочного кипения характеризуется образованием вокруг охлаждаемой детали паровой пленки, отделяющей раскаленную поверхность от жидкости, и поэтому скорость охлаждения на данной стадии сравнительно невелика.

Стадия пузырьчатого кипения наступает при более низких температурах охлаждаемой поверхности, когда паровая пленка разрушается, создается непосредственный контакт жидкости с деталью; при кипении жидкости возникают пузырьки пара, на что затрачивается большое количество тепла, в связи с чем охлаждение происходит с большой скоростью.

Стадия конвективного теплообмена наступает при понижении температуры на поверхности ниже температуры кипения жидкости. Скорость теплоотвода в этой стадии низка, и охлаждение протекает с небольшой скоростью.

Вода охлаждает быстрее, чем масло (в 6 раз при 550—650° С и в 28 раз при 200° С) (рис. 57). Поэтому воду применяют для охлаждения деталей из сталей с большой критической скоростью закалки (углеродистые стали), а в масле охлаждают детали из сталей с малой критической скоростью закалки (легированные стали).

Недостатком воды является большая скорость охлаждения при пониженных температурах, что вызывает неодновременность образования мартенсита в разных зонах охлаждаемой детали, приводит к появлению больших структурных напряжений и создает опасность возникновения трещин. Однако при охлаждении потоком воды со скоростями, превышающими 2500°/с (для чего необходимы специальные устройства), обеспечивается одновременность мартенситного превращения по всему контуру охлаждаемой детали, что уменьшает или даже полностью исключает появление закалочных трещин. Твердость на поверхности деталей после такого охлаждения выше, чем при охлаждении с малыми скоростями (в масле), на 5—10 единиц *HRC*, что объясняется частичным отпуском мартенсита при охлаждении в масле. Данный способ охлаждения широко применяется для деталей сложной формы, подвергаемых поверхностной закалке при индукционном нагреве.

При нагреве воды ее закаливающая способность снижается в области высоких температур (550—650° С), а скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения остается высокой. Поэтому охлаждение в горячей воде не уменьшает возможности образования трещин. Добавление к воде солей и щелочей (8—12%-ные водные растворы NaCl и NaOH) значительно увеличивает ее закаливающую способность в связи с расширением интервала пузырчатого кипения (почти полностью исключается стадия пленочного кипения). Положительным является также то, что эти растворы при низких температурах мартенситного превращения охлаждают медленнее, чем вода. При поверхностной и объемной закалках применяют струйное или душевое охлаждение.

Для охлаждения применяют также водо-воздушные смеси, подаваемые через форсунки. Изменением соотношения воды и воздуха, а также давления смеси можно менять скорость охлаждения. Такое охлаждение применяют при закалке крупных деталей. Масло обладает небольшой скоростью охлаждения в области температур мартенситного превращения, что обеспечивает одновременность мартенситообразования, и поэтому опасность образования трещин резко уменьшается. Кроме того, закаливающая способность не изменяется с повышением температуры масла до 150° С. Но масло легко воспламеняется, пригорает к поверхности детали; под влиянием высокой температуры охлаждаемых деталей

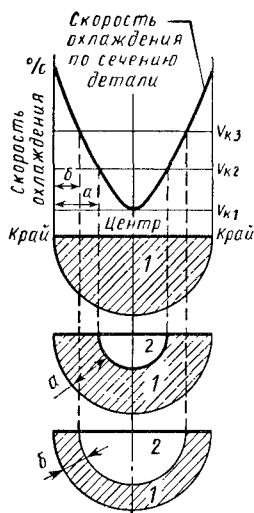


Рис. 58. Зависимость прокаливаемости от критической скорости закалки:

1 — мартенсит (полная прокаливаемость); 2 — троостит, сорбит или перлит

масло постепенно начинает густеть, и закаливающая способность его понижается.

Охлаждающую способность воды увеличивают добавки, образующие теплоизоляционные пленки. В ГДР разработана закалочная среда «аква-пласт», поставляемая потребителю в виде концентрата — высоковязкой прозрачной жидкости, содержащей кроме растворенной пластмассы антикоррозионный ингибитор. Этот концентрат легко растворяется в воде. Изменяя концентрацию аква-пласта, можно получить любую скорость охлаждения. Смягчающее закалочное действие аква-пласта по сравнению с водой объясняется более высокой вязкостью и образованием на поверхности детали тонкой пленки пластмассы, затрудняющей теплообмен. При охлаждении в растворе аква-пласта закалочных трещин не возникает.

В качестве охлаждающей среды при закалке используют также «кипящий» (псевдооживленный) слой. Псевдооживление заключается в интенсивном переме-

шивании частиц твердого зернистого материала (например, корунда, песка, руды, металлического порошка) восходящим потоком газа. При достаточной скорости газа твердые частицы приобретают подвижность и слой становится похожим на вязкую жидкость. Скорость охлаждения в кипящем слое зависит от размера частиц, теплопроводности газа и может быть отрегулирована в широких пределах. Для предохранения деталей сложной формы от коробления при закалке применяют охлаждение в специальных штампах и приспособлениях. Расплавленные соли применяют при ступенчатой и изотермической закалке.

Прокаливаемость стали. Под прокаливаемостью подразумевают способность стали закаливаться на определенную глубину. Прокаливаемость не надо смешивать с закаливаемостью, которая характеризуется максимальным значением твердости, приобретенной сталью в результате закалки. Прокаливаемость — одна из важнейших характеристик качества стали, во многом определяющая служебные свойства, надежность и долговечность работы машин. Знать фактическую прокаливаемость различных сталей необходимо для их рационального применения.

При закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее в сердцевине; скорость охлаждения распределяется по сечению так, как показано на рис. 58. Прокаливаемость стали зависит от критической скорости v_k закалки. Деталь прокалится насквозь, и мартенситная структура по всему сечению будет в том

случае, если скорость охлаждения в сердцевине будет равна (или больше) критической скорости $v_{к1}$ закалки данной стали. Если в тех же условиях охлаждения закаливают такие же детали, но из стали с более высокими значениями критической скорости ($v_{к2}$, $v_{к3}$), то скорость охлаждения в сердцевине будет меньше критической скорости закалки для данной стали, и детали будут прокаливаться только на некоторую глубину a или b , т. е. прокаливаемость будет неполной и в сердцевине образуются троостит, сорбит или сохранится исходная структура. Следовательно, чем меньше критическая скорость закалки, тем больше прокаливаемость.

Критическая скорость закалки уменьшается, и, следовательно, прокаливаемость увеличивается: 1) с повышением в стали содержания углерода и легирующих элементов (марганца, хрома, никеля, молибдена и других, за исключением кобальта), растворенных в аустените, повышающих устойчивость переохлажденного аустенита; 2) с укрупнением зерна аустенита (с уменьшением суммарной протяженности границ зерен аустенита, по которым преимущественно образуются центры кристаллизации).

Критическая скорость закалки увеличивается, и, следовательно, прокаливаемость уменьшается; 1) при неоднородной структуре, например при наличии карбидов, неметаллических включений, являющихся дополнительными центрами кристаллизации; 2) с уменьшением размера зерна аустенита (с увеличением суммарной протяженности границ зерен аустенита, по которым преимущественно образуются центры кристаллизации).

За глубину прокаливаемости обычно принимают расстояние от поверхности до зоны с полумартенситной структурой (50% мар-

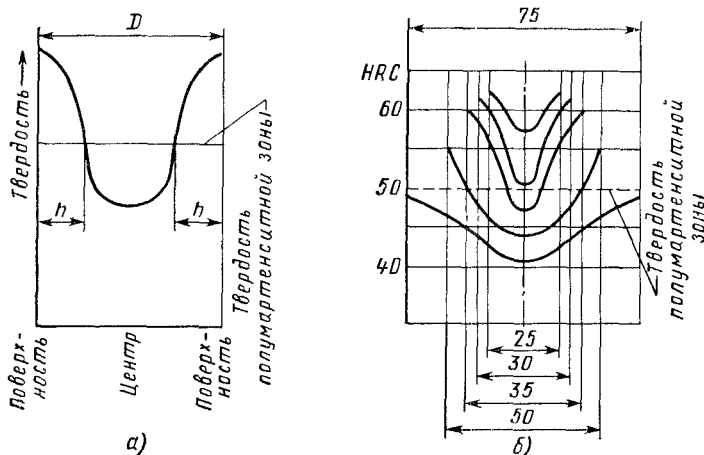


Рис. 59. Распределение твердости по сечению:

a — закаленного образца; D — диаметр образца; h — толщина закаленной зоны (глубина прокаливаемости); b — закаленных цилиндрических образцов из стали в зависимости от их диаметра

тенсита и 50% троостита). Прокаливаемость определяют не по микроструктуре, а измерением твердости. Твердость стали с полумартенситной структурой зависит от содержания углерода, повышается с увеличением содержания углерода.

Прокаливаемость можно определить по излому, измерением твердости по сечению образца и измерением твердости по длине образца (методом торцевой закалки). Прокаливаемость по излому определяют на образцах сечением 20×20 мм, длиной 100 мм с надрезом для излома. Образцы нагревают в печи до температуры закалки, после выдержки охлаждают в воде, ломают и по излому определяют глубину прокаливаемости.

При определении прокаливаемости методом измерения твердости по сечению из данной стали изготавливают цилиндрические образцы различного сечения, закаливают их, разрезают и измеряют твердость в сечении, перпендикулярном к оси цилиндра. По полученным данным строят (для каждого образца) кривую изменения твердости от края к сердцевине (рис. 59, а). Величина h , полученная как результат пересечения линии твердости полумартенситной зоны с кривой распределения твердости по сечению, и будет являться глубиной прокаливаемости; для данной стали в зависимости от размера (диаметра) образца и охлаждающей среды она будет различной (рис. 59, б).

С уменьшением диаметра образца и с увеличением скорости охлаждения глубина прокаливаемости возрастает и достигает сквозной. Диаметр наибольшего сечения образца, в котором после закалки в данных условиях в центре получается полумартенситная структура, т. е. образец прокаливается в данном охладителе насквозь, называется критическим диаметром (D_K). Чтобы прокаливаемость не связывать с охлаждением, ввели понятие «идеального критического диаметра» D_∞ , под которым понимается диаметр максимального сечения образца, прокаливающегося насквозь в идеальной закалочной жидкости, отнимающей тепло с бесконечно большой скоростью.

Определять прокаливаемость по изменению твердости по сечению цилиндрического образца трудно, так как прежде чем измерить твердость, необходимо разрезать закаленный образец, имеющий большую твердость. Наиболее распространенным методом определения прокаливаемости в связи с его простотой и универсальностью является метод торцевой закалки, впервые предложенный акад. Н. Т. Гудцовым в 1924 г. По этому методу определяют прокаливаемость углеродистых и легированных конструкционных, инструментальных и подшипниковых сталей (за исключением сталей, закаливающихся на воздухе, и сталей с низкой прокаливаемостью). Сущность данного метода заключается в следующем. Цилиндрический образец (диаметром 25 мм и длиной 100 мм) нагревают (с защитой от окисления) до температуры закалки и после выдержки помещают в специальную установку (рис. 60), в которой образец охлаждается с торца струей воды. Для измерения

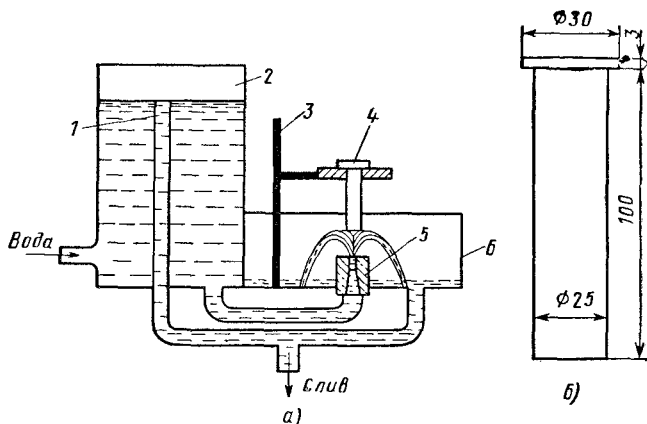


Рис. 60. Установка (а) и образец (б) для торцевой закалки:

1 — уравнивательная трубка для создания постоянства напора;
2 — напорный бакоч; 3 — штатив; 4 — образец; 5 — сопло; 6 —
сливная коробка

твердости закаленного образца по всей его длине с двух противоположных сторон сошлифовывают две фаски. Твердость измеряют от охлажденного торца. Распределение твердости наносят на диаграмму, на которой по вертикальной оси откладывают твердость, а по горизонтальной оси — расстояние от охлаждаемого торца (рис. 61).

Расстояние от торца до зоны с полумартенситной твердостью, называемое характеристическим расстоянием, и определяет прокаливаемость стали (l_1 и l_2 на рис. 61). Чем больше характеристическое расстояние, тем больше прокаливаемость. Так как $l_1 > l_2$, то сталь 1 имеет большую прокаливаемость, чем сталь 2.

По характеристическому расстоянию с помощью заранее построенных номограмм можно определить критические диаметры для образцов различной формы и размеров, охлаждаемых при закалке погружением в разные среды. Одна из таких номограмм, разработанная проф. М. Е. Блантером, приведена в упрощенном виде на рис. 62. Номограммой пользуются следующим образом. Пусть по данным торцевой пробы характеристическое расстояние равно 6 мм. Требуется определить критические диаметры при охлаждении в воде и масле шара, а также цилиндрической детали с отношением длины к диаметру $L : D = 10 : 1$. На шкале «Рас-

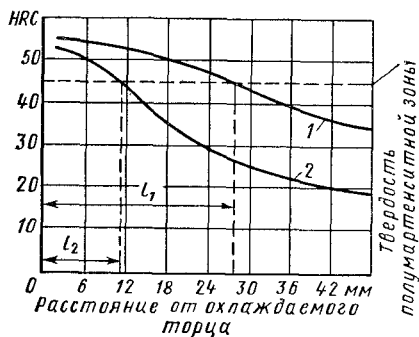


Рис. 61. Распределение твердости по длине образца после торцевой закалки для сталей с различной прокаливаемостью

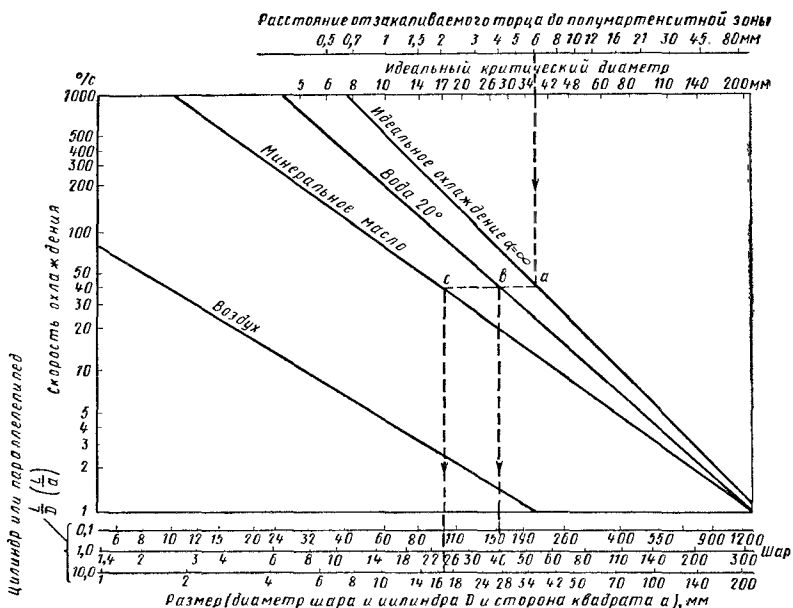


Рис. 62. Номограмма для определения прокаливаемости по результатам торцового испытания

стояние от охлаждаемого торца до полумартенситной зоны» находим деление «б» и опускаем перпендикуляр до пересечения с линией «Идеальное охлаждение» (точка *a*). Из этой точки проводим горизонтальную линию влево до пересечения с линиями, соответствующими выбранной среде охлаждения — «вода 20°» (точка *b*), «минеральное масло» (точка *c*). От этих точек опускаем перпендикуляры на шкалы «Шар» и «Цилиндр L/D 10,0». В точках пересечения с этими шкалами читаем ответ — при закалке в воде критический диаметр для шара 40 мм, для цилиндра 27 мм; при закалке в масле — для шара 25 мм, для цилиндра 17 мм.



Рис. 63. Кривая и полоса прокаливаемости

Так как прокаливаемость зависит от химического состава стали, а каждая марка стали содержит минимум и максимум входящих в нее элементов, то прокаливаемость стали данной марки характеризуется марочной полосой прокаливаемости, определяемой граничными кривыми, установленными для нескольких плавок данной марки стали (рис. 63). Вместо кривой или полосы прокаливаемости

мости прокаливаемость стали характеризуется цифровыми показателями — индексом $\Pi \frac{HRC}{l}$, выражающим твердость HRC на расстоянии l от охлаждаемого торца по следующим вариантам: 1) твердость минимальная или максимальная на заданном расстоянии от охлаждаемого торца; например, минимальная твердость HRC 42 (точка A) на расстоянии $l = 10$ мм обозначается индексом $\Pi \frac{42}{10}$ или твердость максимальная (точка A_1) — $\Pi \frac{60}{10}$; 2) минимальная и максимальная твердости на заданном расстоянии от охлаждаемого торца, например для точек A и A_1 , обозначаются $\Pi \frac{42; 60}{10}$; 3) минимальное и максимальное расстояния от охлаждаемого торца с определенной твердостью, например для точек B и B_1 , обозначаются $\Pi \frac{48}{6; 20}$; 4) минимальные твердости на разных расстояниях от охлаждаемого торца, например для точек B и A , обозначаются $\Pi \frac{48}{6}$ и $\Pi \frac{42}{10}$, а для максимального значения твердости (точки A_1 и B_1) — $\Pi \frac{60}{10}$ и $\Pi \frac{48}{20}$.

В зависимости от прокаливаемости сталь разделяют на мало-, средне- и глубокопрокаливающуюся. К малопрокаливающимся относят углеродистую и низколегированную стали, образцы из которых диаметром до 12 мм имеют сквозную прокаливаемость при охлаждении в воде. К среднепрокаливающейся относят легированную сталь, которую при закалке охлаждают в масле. Максимальный диаметр цилиндрических образцов, закаливающихся по всему сечению, равен 100—150 мм. К глубокопрокаливающейся относят высоколегированную сталь, образцы из которой диаметром более 150 мм имеют сквозную прокаливаемость при охлаждении в масле. Характерной особенностью этих сталей является их способность закаливаться при охлаждении на воздухе. Поэтому метод торцевой закалки, осуществляемый в воздушной среде, может быть применен для определения прокаливаемости глубокопрокаливающихся сталей только при снижении скорости охлаждения образца со стороны, противоположной охлаждаемому торцу. Этого достигают, применяя различные методы; например, часть образца, противоположную охлаждаемому торцу, помещают в предварительно нагретую до 250—350° С печь или в теплоизоляционную упаковку и выступающий (из печи, из упаковки) торец образца охлаждают струей воды.

Для большинства деталей нет необходимости иметь сквозную прокаливаемость по всему сечению. Для обеспечения надежности работы деталей машин достаточно иметь закаленный слой, содержащий 90% мартенсита, на глубину не менее $1/4$ — $1/2$ радиуса детали. Только для некоторых деталей, например пружин и рессор (подвергающихся упругим деформациям), необходима сквозная прокаливаемость.

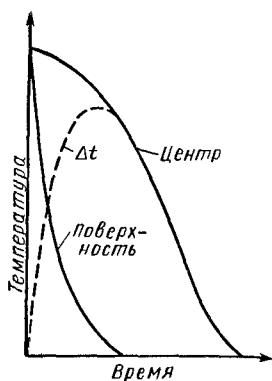


Рис. 64 Изменение температуры на поверхности и в центре детали

Внутренние напряжения в закаленной стали. При закалке в детали возникают значительные внутренние напряжения — термические и структурные.

Термические напряжения возникают от неравномерного охлаждения поверхности и сердцевины детали. Сердцевина охлаждается медленнее поверхности (рис. 64), и разность температур Δt тем больше, чем ниже температура поверхности. Период охлаждения, когда разность температур достигает максимума, является наиболее вероятным для развития внутренних напряжений. В этот период охлаждения в поверхностных слоях детали будут возникать напряжения растяжения, а в сердцевине — напряжения сжатия. В процессе дальнейшего охлаждения происходит перераспределение напряжений и после окончания охлаждения: при температуре до 20°C поверхностные слои детали будут испытывать напряжения сжатия, а сердцевина — напряжения растяжения (рис. 65, а).

Эти напряжения называются остаточными напряжениями.

Структурные напряжения возникают в результате того, что превращение аустенита в мартенсит (связанное с увеличением объема) в разных местах детали происходит не одновременно. Температура мартенситного превращения сначала достигается в поверхностных слоях, в которых появляются временные сжимающие напряжения, а во внутренних слоях напряжения растяжения. Затем мартенситное превращение протекает во внутренних слоях и знак напряжений на поверхности и в сердцевине изменяется. Эпюра структурных остаточных напряжений после сквозной закалки имеет вид, показанный на рис. 65, б.

При закалке термические и структурные напряжения сумми-

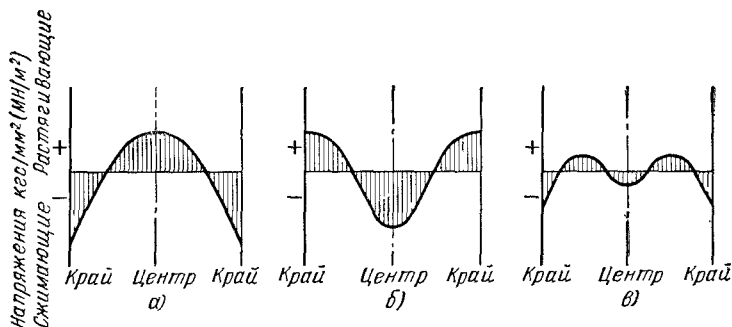


Рис. 65. Остаточные напряжения после сквозной закалки (схема):

а — термические; б — структурные; в — суммарные (по данным Д. М. Нахимова)

руются. В зависимости от условий охлаждения, сечения деталей, глубины закалки и других факторов суммарные остаточные напряжения могут быть различными. Один из примеров эпюры суммарных остаточных напряжений показан на рис. 65, в.

Структурные напряжения опасны тем, что они возникают при появлении хрупкой структуры мартенсита. Если напряжения достигнут предела прочности, то образуются трещины. Наиболее опасными являются напряжения растяжения на поверхности, возникающие в основном вследствие структурных напряжений, которые надо при закалке уменьшать.

Способы закалки. Непрерывную закалку в одной среде (рис. 66, кривая 1) применяют наиболее широко. Деталь нагревают до температуры закалки и охлаждают в одной среде. Если охлаждение производят в жидкой среде (воде, масле), то для равномерного охлаждения деталь, погрузив в жидкую среду, перемещают в вертикальной плоскости или круговыми движениями. Для равномерного охлаждения жидкость перемещают с помощью лопастей, установленных в закалочном баке, или непрерывно подают и отводят из закалочного бака охлаждающую жидкость. Если требуется закалить не всю деталь, а только определенную часть, в охлаждающую жидкость погружают эту часть детали или применяют струйное охлаждение. Такую закалку называют местной.

Для равномерной закалки и уменьшения коробления (особенно длинных цилиндрических деталей, тонких плоских деталей и др.) применяют специальные закалочные машины и прессы. В закалочной машине или закалочном прессе деталь при охлаждении находится в зажатом положении (например, валы и оси между зажимными роликами, зубчатые колеса — в штампах, пилы — между плитами и т. п.).

Большое распространение имеют различные автоматизированные закалочные агрегаты непрерывного действия, в которых детали из закалочной печи после нагрева сбрасываются с конвейера в закалочный бак и выдаются из него с помощью конвейера. Недостатком закалки в одном охладителе (если закалка производится в воде) является возникновение значительных внутренних напряжений, которые могут вызвать появление трещин.

При закалке с подстуживанием деталь вынимают из печи и

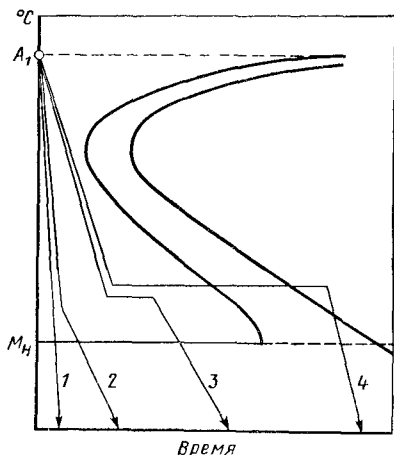


Рис. 66. Кривые охлаждения при различных способах закалки, нанесенные на диаграмму изотермического распада аустенита

перед погружением в охлаждающую жидкость некоторое время выдерживают на воздухе (подстуживают). При подстуживании температура детали не должна понизиться ниже критической точки. Подстуживание уменьшает внутренние напряжения и коробление деталей.

При закалке в двух средах (прерывистая закалка, рис. 66, кривая 2) деталь охлаждают до $300\text{--}400^\circ\text{C}$ в энергично действующем охладителе — воде, а затем для окончательного охлаждения переносят в слабый охладитель — масло. Такая закалка иначе называется закалкой в воде с переброской в масло. Быстрое охлаждение при закалке необходимо для того, чтобы в процессе охлаждения не произошло распада аустенита на феррито-цементитную смесь в интервале температур $500\text{--}600^\circ\text{C}$. Для превращения аустенита в мартенсит быстрое охлаждение не только не нужно, но и нежелательно, так как именно при быстром охлаждении в интервале мартенситного превращения и могут возникнуть трещины. В интервале мартенситного превращения для уменьшения возникающих структурных внутренних напряжений и предохранения от возможности возникновения трещин желательнее замедленное охлаждение. Этому требованию и удовлетворяет закалка в двух средах.

Ступенчатая закалка (см. рис. 66, кривая 3) заключается в том, что нагретую до температуры закалки деталь охлаждают в солях, имеющих температуру немного более высокую, чем температура начала мартенситного превращения (точка M_n) для данной стали. После выдержки при данной температуре в течение времени, необходимого для выравнивания температуры по всему сечению, деталь вынимают из соляной ванны и охлаждают на воздухе. При выдержке в соляной ванне с температурой, немного превышающей температуру точки M_n , никаких структурных превращений не происходит и мартенсит образуется при охлаждении детали на воздухе.

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой закалке применяют смеси легкоплавких солей, например: смесь, состоящую из 55% азотнокислого калия (KNO_3) и 45% азотистокислого натрия (NaNO_2), температура плавления 137°C ; смесь, состоящую из 75% едкого кали (KOH) и 25% едкого натра (NaOH), температура плавления 150°C и др.

По сравнению с обычной закалкой в одной среде при ступенчатой закалке возникают значительно меньшие внутренние напряжения, уменьшается коробление и возможность возникновения трещин. После выдержки в соляной ванне с температурой, немного превышающей температуру точки M_n , сталь находится в состоянии пластичного аустенита, и детали легко могут быть подвергнуты правке.

При охлаждении в щелочах [в смеси едкого кали (KOH) и едкого натра (NaOH)] у деталей, нагретых в соляных ваннах, например в смеси 50% хлористого натрия (NaCl) и 50% хлористого

калия (KCl), сохраняется светлая поверхность, так как хлористые соли при нагреве, а щелочи при охлаждении практически не окисляют поверхности детали. Это позволяет закаливать детали после их окончательной обработки резанием без последующей очистки или травления.

Закаливающая способность щелочей повышается добавлением воды. Рекомендуется применять следующий состав ванны: 20% едкого натра (NaOH), 80% едкого кали (KOH), 6% воды (H_2O). Большое количество воды приводит к сильному кипению при погружении нагретых деталей. Повышение закаливающей способности щелочей при добавлении к ним воды объясняется тем, что происходит испарение воды. Необходимая для испарения воды теплота интенсивно отнимается от охлаждаемой детали. При испарении воды скорость охлаждения понижается, поэтому необходимо в ванну периодически добавлять воду (по мере надобности).

Недостатком ступенчатой закалки является возможность ее применения для деталей диаметром до 10 мм из углеродистой стали. Это объясняется тем, что для крупных деталей скорость охлаждения в соляной ванне является недостаточной для того, чтобы переохладить аустенит до температуры, немного превышающей температуру начала мартенситного превращения. В связи с недостаточной скоростью охлаждения в зоне наименьшей устойчивости аустенита ($500-600^\circ C$) произойдет частичный распад с образованием феррито-цементитной смеси, и твердость получится пониженной.

Для деталей из легированных сталей ступенчатую закалку применять нецелесообразно, так как они закаляются в масле, которое достаточно медленно охлаждает в интервале температур мартенситного превращения.

Изотермическую закалку, впервые предложенную Д. К. Черновым, применяют широко. Так же, как и при ступенчатой закалке, охлаждение деталей, нагретых до температуры закалки, производится в соляных ваннах. Температура соляной ванны при изотермической закалке $250-400^\circ C$. Детали выдерживают в соляной ванне в течение времени (согласно С-кривой для данной стали), необходимого для полного распада аустенита. После выдержки детали охлаждают на воздухе (см. рис. 66, кривая 4). В результате изотермической закалки образуется бейнит твердостью HRC 45—55, но достаточно пластичный. Изотермическую закалку целесообразно применять для деталей, склонных к короблению и образованию трещин.

Для нагрева деталей при закалке применяют камерные, конвейерные печи и другие. Большое распространение имеют тигельные электрические и электродные печи-ванны. Печи-ванны удобны в работе; нагрев деталей в них происходит быстрее, чем в камерных печах. При нагреве в печах-ваннах детали находятся в расплавленной соли; в них также удобно нагревать детали путем частичного погружения в расплавленную соль. К недостаткам нагрева

в печах-ваннах можно отнести малую стойкость тиглей и в связи с этим частые остановки ванн; необходимость соблюдения осторожности при работе (возможно выплескивание расплавленных солей при попадании влаги в ванну); взрывоопасность некоторых солей при перегреве; обезуглероживание деталей при нагреве в некоторых солях.

§ 6. ОТПУСК

Отпуском называется процесс термической обработки, заключающийся в нагреве закаленной стали до температуры не выше температуры в точке A_{c1} , обуславливающей частичный или полный распад мартенсита, выдержке при заданной температуре и охлаждении обычно на воздухе (сталь, склонную к отпускной хрупкости, охлаждают в воде).

Отпуск является окончательной операцией термической обработки и проводится для повышения пластичности, снижения или почти полного устранения внутренних напряжений, уменьшения хрупкости закаленной стали, стабилизации структуры и размеров закаленных деталей. В зависимости от температуры нагрева отпуск делят на низкий, средний и высокий.

Низкий отпуск заключается в нагреве стали до температуры ниже 250°C и охлаждении для получения мартенсита отпуска и частичного снятия внутренних напряжений. В результате низкого отпуска сталь становится менее хрупкой, твердость и износостойкость сохраняются высокими (для сталей с содержанием $0,5\text{—}1,3\%$ C $HRC\ 58\text{—}63$), но если деталь не имеет вязкой сердцевины, то она не выдерживает динамических нагрузок. Поэтому низкому отпуску подвергают детали после термической обработки, приводящей к поверхностному упрочнению, для повышения твердости и износостойкости при сохранении высокого сопротивления динамическим нагрузкам из-за высокой пластичности сердцевины (т. е. после поверхностной закалки и процессов химико-термической обработки — цементации, цианирования или нитроцементации). Низкому отпуску подвергают также режущий и измерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей, детали подшипников качения, основными требованиями к которым являются высокая твердость и износостойкость.

Средний отпуск заключается в нагреве стали до температуры $350\text{—}500^{\circ}\text{C}$ и охлаждении для получения структуры троостита отпуска. В результате среднего отпуска твердость закаленной стали снижается до $HRC\ 40\text{—}50$, тогда как предел упругости, имеющий после закалки стали наименьшее значение, достигает максимальной величины. Поэтому среднему отпуску подвергают пружины, рессоры и другие упругие элементы.

Высокий отпуск заключается в нагреве стали до температуры $500\text{—}680^{\circ}\text{C}$ и охлаждении для получения структуры сорбита отпуска. В результате высокого отпуска твердость закаленной стали

снижается до *HV* 250—350, прочность снижается в 1,5—2 раза, в несколько раз увеличиваются пластичность и вязкость и почти полностью снимаются внутренние напряжения. По сравнению с механическими свойствами после отжига или нормализации сталь после закалки и высокого отпуска имеет более высокие прочность, пластичность и вязкость. Такой термической обработке, т. е. закалке стали на мартенсит с последующим высоким отпуском, называемой улучшением, часто подвергают детали из среднеуглеродистой конструкционной стали.

Низкий отпуск часто проводят в масляных ваннах. Для высокого отпуска используют электропечи; для равномерного нагрева применяют электропечи (шахтного типа) с циркуляцией нагретого воздуха с помощью вентилятора. В современных термических цехах массового производства для термической обработки применяют агрегаты непрерывного действия, состоящие из различного оборудования, в котором непрерывно осуществляются все виды термической обработки данной детали.

Кроме обычного отпуска используют также самоотпуск, при котором нагретая под закалку деталь охлаждается не полностью, чтобы остаточное, сохранившееся в детали тепло произвело отпуск. Такое совмещение в одну операцию закалки и отпуска называют закалкой с самоотпуском.

Закалка с самоотпуском проводится двумя способами.

1. Охлаждение при закалке прерывается с таким расчетом, чтобы оставшееся в детали тепло произвело необходимый отпуск. Этот способ наиболее широко применяют при индукционной поверхностной закалке деталей, при которой интенсивность и длительность охлаждения могут быть автоматизированы и достаточно точно дозированы.

2. Охлаждение при закалке прерывается с таким расчетом, чтобы оставшегося в детали тепла было больше, чем требуется для отпуска, и после разогрева поверхности до нужной температуры (определяемой по цвету побежалости¹, появившемуся на защищенной наждачной шкуркой поверхности) деталь вновь охлаждают в закалочной жидкости. Этот способ имеет тот недостаток, что получаемые результаты зависят от квалификации рабочего, поэтому его применяют редко, только для единичных изделий (например, зубил, молотков).

¹ Явление цветов побежалости основано на оптических свойствах пленки окислов, образующейся при отпуске на поверхности закаленной стальной детали. С повышением температуры отпуска увеличивается толщина пленки окисла и изменяется окраска. Например, при температуре 220—240° С цвет светло-желтый (толщина пленки приблизительно 450 Å), при температуре 280—300° С — синий (толщина пленки приблизительно 700 Å).

§ 7. ОБРАБОТКА ХОЛОДОМ

Сущность процесса обработки холодом, предложенного в 1937 г. А. П. Гуляевым, заключается в дополнительном, более полном превращении остаточного аустенита в закаленной стали в мартенсит.

Обработка холодом целесообразна только для тех сталей, у которых точка M_K конца мартенситного превращения расположена при температурах ниже 20°C . Согласно рис. 22 такие стали содержат более 0,6% С. При обработке холодом деталей из этих сталей продолжается процесс закалки, прерванный остановкой при температуре 20°C ; аустенит продолжает превращаться в мартенсит.

Температура обработки холодом определяется положением точки M_K . Эта температура зависит от состава аустенита, следовательно, от химического состава стали и температуры закалки (табл. 7). С повышением температуры закалки понижается температура точки M_K . Практически охлаждение проводится до температур $(-20) - (-100^\circ\text{C})$.

Выдержка закаленной стали при температуре 20°C перед обработкой холодом стабилизирует остаточный аустенит. В результате эффект обработки холодом (приrost количества мартенсита и повышение твердости) снижается или даже отсутствует. Для получения необходимого эффекта от обработки холодом следует учитывать, что различные по составу стали обладают различной

Т а б л и ц а 7

Температура в точке M_K для различных сталей в зависимости от температуры закалки

Марка стали	Температура закалки, $^\circ\text{C}$	Температура в точке M_K , $^\circ\text{C}$	Марка стали	Температура закалки, $^\circ\text{C}$	Температура в точке M_K , $^\circ\text{C}$
У8	780	0	ХВГ	820	-50
	1000	-60		1000	-110
У10	780	0	Х12Ф1	1050	-60
	1000	-90		1150	-90
У12	780	-20	18Х2Н4ВА (цементованная)	850	-85
	1000	-100		1000	-110
Х (ШХ15)	850	-30			
	1000	-90			

склонностью к стабилизации остаточного аустенита после закали.

Например, особенно чувствительны к стабилизации остаточного аустенита стали У8, У10, 9ХС, менее чувствительны к стабилизации аустенита стали Х, ХГ, Р18, для которых можно допустить разрыв во времени между закалкой и обработкой холодом 2—3 ч; стали 18Х2Н4ВА, 12Х2Н4А (цементованные), Х12Ф1 (закаленная от 1150° С) не чувствительны к стабилизации. Детали из этих сталей можно оставлять в закаленном состоянии на сутки и более.

Отпуск перед обработкой холодом стабилизирует остаточный аустенит. Поэтому обработку холодом необходимо проводить непосредственно после закалки, а низкий отпуск (для снятия части внутренних напряжений) — после обработки холодом. Выдержка при низких температурах не увеличивает количества мартенсита, поэтому необходимо лишь сквозное промораживание деталей. Во избежание образования трещин при обработке холодом нельзя охлаждать сталь, еще не остывшую до температуры 20°, а детали и инструмент сложной формы для замедления охлаждения целесообразно обертывать асбестом или бумагой.

Наиболее распространенным охладителем является смесь твердой углекислоты (сухой лед) с денатурированным спиртом (—78° С). Более низкой температуры (до —195° С) можно достичь применением жидкого воздуха, азота или кислорода, но эти среды дорогие, дефицитные и опасные. Применяют также аммиак (—33° С) и различные фреоны I(—30)÷(—128° С) I, например, фреон-12 (дифтордихлорметан (F_2Cl_2)), фреон-22 (дифтормонхлорметан (HF_2Cl_2)) и др.

Обработку холодом применяют для режущего инструмента с целью повышения его твердости, стойкости и производительности; для измерительного инструмента — с целью достижения возможно более полной стабилизации размеров; для деталей из цементуемых высоколегированных сталей — с целью повышения твердости, предела выносливости и снижения деформации. Для обработки холодом применяют специальные холодильные установки.

§ 8. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Термомеханическая обработка (Т. М. О.) — новый метод упрочнения металлов и сплавов при сохранении достаточной пластичности, совмещающий пластическую деформацию и упрочняющую термическую обработку (закалку и отпуск). Цель Т. М. О. — получить особое структурное состояние, возникающее под действием деформационного наклепа (внешних сил) и внутрифазового наклепа (при термической обработке). При Т. М. О. деформации подвергается сталь в аустенитном состоянии, а затем протекает $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение (обычно с получением мартенситной струк-

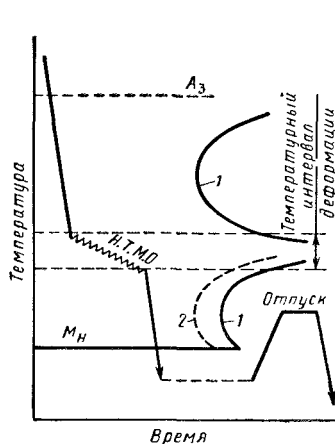


Рис. 67. Технологическая схема Н. Т. М. О:

1 — начало изотермического распада недеформированного аустенита; 2 — начало изотермического распада деформированного аустенита

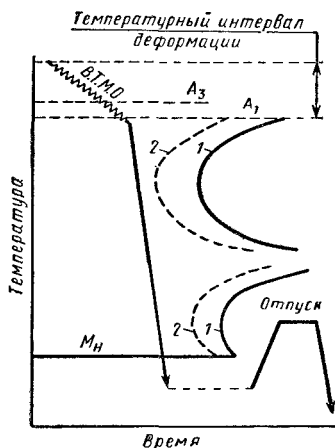


Рис. 68. Технологическая схема В. Т. М. О:

1 — начало изотермического распада недеформированного аустенита; 2 — начало изотермического распада деформированного аустенита

туры). Пластическая деформация может осуществляться ковкой, прокаткой, взрывом и т. д. Различают три основных способа термомеханической обработки.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (Н. Т. М. О) основана на ступенчатой закалке, т. е. пластическая деформация стали осуществляется при температурах относительной устойчивости аустенита (деформация переохлажденного аустенита при $400—550^{\circ}\text{C}$ ниже температур рекристаллизации) с последующей закалкой и отпуском (рис. 67). Процесс Н. Т. М. О сложный и состоит из операций: нагрева до состояния аустенита (выше точки A_3 , иногда выше точки A_1), выдержки, переохлаждения аустенита до температуры его относительной устойчивости, выдержки при этой температуре, пластической деформации, закалки и отпуска. На результаты Н. Т. М. О. влияют химический состав стали, температура аустенизации, скорость охлаждения до температуры деформации, температура, степень и скорость деформации, скорость последующего охлаждения и режим отпуска. Необходимым условием является высокая устойчивость аустенита при температурах деформаций, т. е. следует применять только легированные стали. Так как при Н. Т. М. О после пластической деформации не происходит рекристаллизации, то последующее охлаждение можно проводить через некоторое время после деформации. Увеличение степени и снижение температуры деформации при Н. Т. М. О приводят к повышению

прочностных свойств. Наибольшее упрочнение получается при степени деформации 70—80%.

При высокотемпературной термомеханической обработке (В. Т. М. О) пластическую деформацию проводят при температурах устойчивости аустенита — выше точки A_3 (A_1) с последующей закалкой и отпуском (рис. 68). В. Т. М. О заключается в нагреве до температуры, соответствующей образованию аустенита, выдержке при этой температуре, пластической деформации, охлаждении со скоростью, обеспечивающей протекание мартенситного или (реже) бейнитного превращения, и последующем отпуске.

В. Т. М. О по сравнению с Н. Т. М. О является операцией более легкой для технологического осуществления. Для проведения В. Т. М. О не требуется специальное оборудование, и оно может осуществляться в процессековки, прокатки и т. д. с использованием остаточного тепла; В. Т. М. О могут подвергаться любые стали. При В. Т. М. О пластическая деформация производится при температурах выше температуры рекристаллизации, поэтому после пластической деформации необходимо немедленно проводить охлаждение (закалку), чтобы исключить возможность собирательной рекристаллизации аустенита. Оптимальная степень деформации при В. Т. М. О — 20—30%. Увеличение степени деформации приводит к развитию процесса рекристаллизации, уменьшение — к снижению упрочнения. В. Т. М. О начинает внедряться в отдельных отраслях машиностроения, так как она одновременно повышает показатели прочности и сопротивление вязкому разрушению. Упрочнение, полученное при В. Т. М. О, сохраняется при повторной термической обработке (закалке, высокому отпуске), поэтому сталь после В. Т. М. О можно подвергать высокому отпуску, обрабатывать резанием, а затем проводить закалку (с кратковременной выдержкой) и низкий отпуск. При этом деталь приобретает повышенную прочность.

При предварительной термомеханической обработке (П. Т. М. О) деформация может осуществляться при температурах Н. Т. М. О и В. Т. М. О или при температуре 20° С. Далее осуществляется обычная термическая обработка: закалка и отпуск. Особенностью П. Т. М. О является то, что деформированное состояние создается до аустенизации, и при последующем нагреве и охлаждении (закалке) протекает двойное фазовое превращение $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, при котором необходимо сохранить строение металла, полученное при деформации. Кроме основных приведенных видов Т. М. О имеются и другие подвиды, но закономерности структурообразования различных видов Т. М. О одинаковые.

После Т. М. О по сравнению с обычной закалкой одновременно повышаются прочность и пластичность, ударная вязкость при 20° С и низких температурах, снижается склонность к отпускной хрупкости, уменьшается чувствительность стали к образованию трещин.

Повышение механических свойств при Т. М. О объясняется следующим: при пластической деформации (наклепе) блоки аустенита сильно измельчаются. При последующем быстром охлаждении измельченный при наклепе аустенит превращается в мартенсит тонкого строения. Кроме значительного измельчения пластинок мартенсита после термомеханической обработки обнаруживается четко выраженная текстура.

При Н. Т. М. О можно получить прочность $150\text{--}320 \text{ кгс/мм}^2$ ($1500\text{--}3200 \text{ МН/м}^2$) в связи с повышением плотности дислокаций при наклепе аустенита и передачей дефектов мартенситу. Упрочнение, получаемое при Н. Т. М. О, снижает пластичность и вязкость и повышает прочность. Разупрочнение при отпуске при Н. Т. М. О и обычной закалке начинается при одной и той же температуре, и после высокого отпуска свойства получаются одинаковыми. В. Т. М. О значительно понижает порог хладноломкости, повышая сопротивление стали хрупкому разрушению, в связи с измельчением зерна при деформации. В. Т. М. О устраняет склонность стали к отпускной хрупкости II рода и уменьшает склонность к хрупкости I рода (процессы выделения, приводящие к хрупкости стали при отпуске, протекают не только по границам зерен, но и в объеме зерна).

Т. М. О влияет на количество остаточного аустенита. Для деформированного аустенита точка M_n располагается при более низких температурах, что увеличивает количество остаточного аустенита. Но увеличение степени деформации приводит к выделению углерода из аустенита в виде карбидов, что повышает температуру начала мартенситного превращения (точка M_n) и уменьшает количество остаточного аустенита. Следовательно, после Т. М. О количество остаточного аустенита может и увеличиваться, и уменьшаться, и это изменение тем заметнее, чем больше в стали содержание углерода.

§ 9. ДЕФЕКТЫ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

От неправильного проведения закалки в деталях и инструменте могут возникнуть различные дефекты.

Недогрев получается в том случае, если сталь была нагрета до температуры ниже критической. Например, если доэвтектоидную сталь нагреть до температуры ниже температуры в точке A_{c3} , то часть феррита не превратится в аустенит. После охлаждения аустенит превратится в мартенсит, а феррит, не перешедший при нагреве в аустенит, останется в закаленной стали. В результате получится структура, состоящая из мартенсита и феррита (рис. 69, а). Феррит, имеющий низкую твердость ($HV\ 80$), находясь вместе с мартенситом, будет снижать общую твердость закаленной стали. Этот дефект можно исправить, для чего недогретую сталь отжигают, а затем проводят нормальную закалку.

Перегрев получается в том случае, если сталь была нагрета до температуры намного выше критической или при оптимальной температуре была дана очень большая выдержка. При перегреве происходит рост зерна аустенита, а после закалки образуется крупноиглочатый мартенсит (рис. 69, б). Механические свойства перегретой стали низкие (чрезмерная хрупкость). Сталь, перегретую при закалке, отжигают (или нормализуют) и вновь закаливают.

Пережог получается в том случае, если сталь была нагрета до температуры, близкой к температуре начала плавления. Пережог характеризуется оплавлением и в связи с этим окислением металла по границам зерна (рис. 69, в), поэтому сталь становится очень хрупкой; пережог является неисправимым браком.

Закалочные трещины являются результатом резкого охлаждения или нагрева вследствие возникающих при этом внутренних напряжений как термических, так и структурных; перегрева; неравномерного охлаждения; наличия в деталях острых углов, глубоких рисок и т. п., в которых при закалке из-за концентрации внутренних напряжений создаются условия для образования

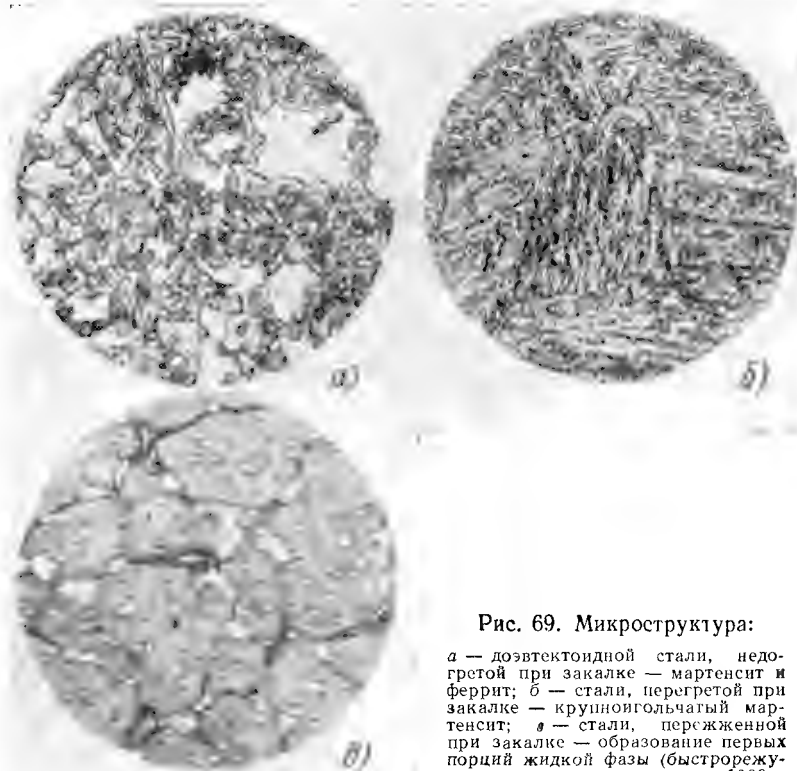


Рис. 69. Микроструктура:

а — доэвтектоидной стали, недогретой при закалке — мартенсит и феррит; б — стали, перегретой при закалке — крупноиглочатый мартенсит; в — стали, пережженной при закалке — образование первых порций жидкой фазы (быстрорежущая сталь, нагрев до 1320—1330° С); $\times 500$

трещин; вылеживания закаленных деталей, если в них отпуск не сняты (частично) внутренние напряжения; наличия в стали неметаллических включений, раковин и других дефектов.

Структурные изменения, происходящие в металле при термической обработке, вызывают *изменение объема (деформацию)*, а неравномерность охлаждения — *искажение внешней формы (коробление)*. Например, наибольший объем из структур имеет мартенсит, поэтому при закалке с получением мартенситной структуры будет увеличиваться объем детали. Коробление может происходить без изменения объема (под влиянием термических напряжений) и с изменением объема (под влиянием структурных напряжений). Для первого случая характерным является деформация деталей из железа после многократного нагрева ниже температуры в критической точке и охлаждения; форма деталей будет приближаться к форме шара (рис. 70, а). Для второго случая характерным является деформация стальных деталей после многократной закалки на мартенсит (рис. 70, б). У детали кубической формы грани выгибаются к центру. У цилиндрической детали длина увеличивается, а у детали в форме диска толщина уменьшается. Таким образом, форма различных деталей под влиянием структурных напряжений изменяется иначе, чем под влиянием термических напряжений.

Для предотвращения деформаций и коробления необходимо обеспечить медленное охлаждение в интервале мартенситного превращения путем ступенчатой и изотермической заалок, заалки

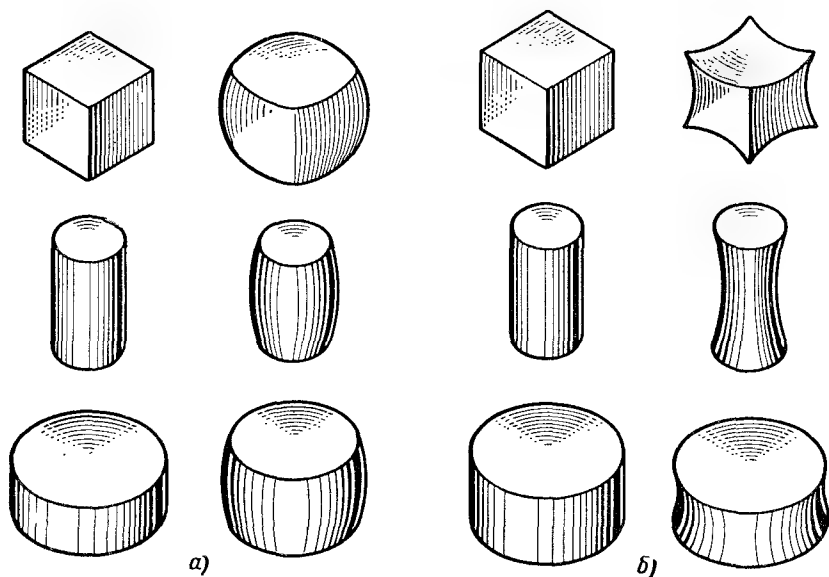


Рис. 70. Тела простой формы после деформации под влиянием тепловых (а) и структурных (б) напряжений

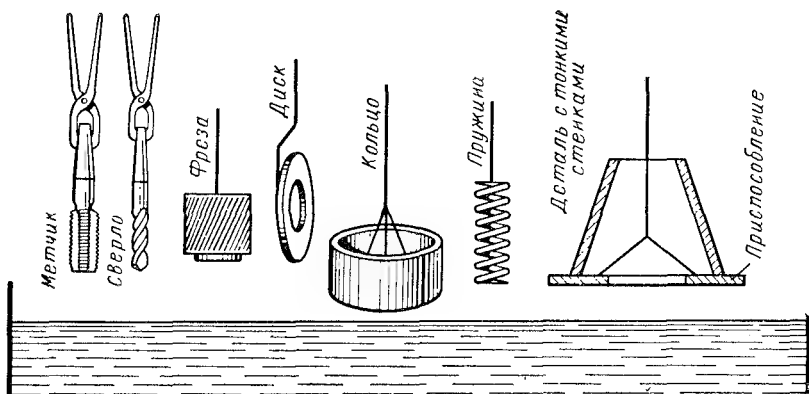


Рис. 71. Положение деталей при погружении их в закалочный бак

в двух средах, изготовления деталей из легированных сталей, чтобы их можно было закалывать в масле.

Уменьшение коробления достигается также правильным способом погружения детали в охлаждающую жидкость (рис. 71), например, длинные стержневые детали необходимо охлаждать в вертикальном положении, закалывать в закалочных машинах и штампах и др. коробление детали исправляют правкой или рихтовкой.

При наличии на поверхности детали окалины и загрязнений, соприкосновении деталей друг с другом в процессе охлаждения, неравномерном охлаждении, неравномерной структуре стали (крупные зерна наряду с мелкими, полосчатость), загрязнении стали неметаллическими включениями в некоторых зонах детали вместо мартенсита образуется троостит или сорбит и твердость детали получается неравномерной (пятнистая закалка). Способами борьбы с пятнистой закалкой являются предохранение деталей от образования окалины в процессе нагрева, очистка деталей перед закалкой, выбор правильного способа охлаждения, контроль стали на однородность.

§ 10. ТЕХНИКА БЕЗОПАСНОСТИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ¹

При отжиге, нормализации, закалке и отпуске должны выполняться правила, касающиеся обслуживания печей, работающих на газовом топливе и с электрическим нагревом.

¹ Данный параграф составлен по материалам правил техники безопасности и производственной санитарии по термической обработке металлов, утвержденных Президиумом ЦК профсоюза рабочих машиностроения 6 июля 1960 г. и согласованных с Главной государственной санитарной инспекцией СССР.

При обслуживании печей, работающих на газовом топливе, необходимо соблюдать следующие правила: а) газовые горелки печей должны зажигаться поочередно: пуск газа в горелку разрешается только после поднесения к выходному отверстию горелки зажженного запальника; б) если при пуске агрегата горелка потухла, то перед повторным ее зажиганием топка и дымоход должны быть тщательно провентилированы; в) при проскоке пламени необходимо выключить газовую горелку и после ее остывания устранить причину проскока и только после этого вновь разжечь горелку; г) эксплуатация печей, работающих на газе, в случае их неисправности, а также при нарушении тяги запрещается; д) включенные в работу печи не разрешается оставлять без присмотра; при прекращении подачи газа должны быть немедленно перекрыты отключающие устройства на вводе газопровода и у печей.

При обслуживании электрических печей основное внимание должно быть обращено на выполнение правил электробезопасности. Все токонесущие части электрических печей должны быть изолированы или ограждены. Ограждения и другие металлические нетоконесущие части должны быть заземлены. Электрические печи должны иметь блокировку для автоматического выключения нагревательных элементов при открывании дверей печи. Клещи и другие приспособления для переноса нагретых деталей должны соответствовать размеру и профилю удерживаемых деталей. Рукоятки инструмента, применяемого для ручной загрузки деталей в печь, выгрузки их из печи, должны быть такой длины, чтобы руки рабочих не подвергались действию высокой температуры.

В печи-ванны нужно загружать только предварительно просушенные соли. Уровень расплавленных солей не должен превышать $\frac{3}{4}$ высоты ванны. Пленка и шлаки из ванны должны удаляться через каждые 2—3 ч с помощью специальных, предварительно просушенных ковшей с отверстиями. В ванны нужно загружать только совершенно сухие детали. Для уменьшения окисления и улетучивания расплавленных солей зеркало ванны следует покрывать защитным слоем, например слоем серебристого графита. Работа на печах-ваннах производится обязательно в очках и рукавицах.

Масляные закалочные ванны нужно оборудовать специальными спускными кранами, устанавливаемыми в ее нижней части, для отвода воды в случае ее попадания в ванну. Для закалки нужно применять масло с температурой вспышки не ниже 170° С. Максимальная температура нагрева масла при закалке не должна превышать 80—85° С. Закалочные ванны должны быть оборудованы плотно закрывающимися крышками, чтобы в случае возникновения пожара можно было немедленно закрыть ванну и прекратить доступ воздуха к горящему маслу. Ванны должны быть оборудованы местной вытяжной вентиляцией.

При работе на установках для глубокого охлаждения необходимо соблюдать следующие основные правила техники безопасности:

а) детали, подвергающиеся обработке холодом, необходимо тщательно обезжирить и просушить;

б) нельзя курить в помещении, где находится жидкий кислород;

в) работать надо в хлопчатобумажном костюме, прочной обуви, брюках на выпуск, в рукавицах и очках, так как попадание брызг охлаждающей жидкости на тело вызывает сильные ожоги.

Раздел второй

МЕТОДЫ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Глава III

ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА

§ 1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

При поверхностной закалке нагревают и охлаждают только поверхностные слои детали, поэтому изменяется структура только этих слоев. В результате такой термической обработки получаем деталь, у которой поверхностные слои очень твердые, а сердцевина — пластичная и вязкая. Это основное преимущество поверхностной закалки по сравнению с закалкой при сквозном нагреве (вследствие пластичной сердцевины уменьшается хрупкость детали). При поверхностной закалке поверхность детали почти не окисляется, так как процесс осуществляется быстро и деформация детали уменьшается в связи с нагревом и охлаждением только наружных слоев.

При поверхностной закалке сокращается время обработки деталей, что увеличивает производительность оборудования. Появляется возможность включения операций закалки и отпуска в общий поток обработки на металлорежущих станках и полной или частичной механизации и автоматизации производственных процессов. Повышение долговечности при поверхностном упрочнении объясняется следующим: 1) в поверхностных упрочненных слоях создаются остаточные напряжения сжатия; 2) прочность металла различна по глубине (максимальная прочность на поверхности) и соответствует условиям работы деталей при изгибе и кручении; 3) поверхностные слои закаленных деталей, имея высокие твердость, прочность и износостойкость, обеспечивают достаточную прочность всей детали. В современном машиностроении методы поверхностного термического упрочнения сочетаются с методом холодной пластической деформации (обкатка роликами, наклеп дробью), что приводит к увеличению напряжений сжатия в поверхностных слоях и увеличивает срок службы деталей. Нагрев при поверхностной закалке может производиться разными способами: токами высокой и промышленной частоты, газовым пламенем (обычно ацетилено-кислородным) и в электролите.

§ 2. ИНДУКЦИОННАЯ ЗАКАЛКА

Индукционный нагрев для термической обработки, предложенный и разработанный проф. В. П. Вологдиным, является наиболее производительным и прогрессивным способом нагрева. При применении его для поверхностной закалки можно получить разный по глубине закаленный слой и закалывать детали разнообразной конфигурации; можно также полностью автоматизировать процесс закалки. Различают два метода поверхностной индукционной закалки.

1. При поверхностной закалке (поверхностном нагреве) глубина нагрева до температур закалки примерно равна глубине закаленного слоя. Структура сердцевины при этом остается без изменения, поэтому ее упрочняют предварительной термической обработкой (нормализацией или улучшением). Для поверхностного нагрева детали необходимо сконцентрировать большое количество электрической энергии в небольшом объеме металла (удельная мощность $0,5—1,5 \text{ кВт/см}^2$) и проводить нагрев с большими скоростями ($30—300^\circ \text{ C/c}$). Время нагрева при этом составляет $1,5—20 \text{ с}$.

2. При объемно-поверхностной закалке (глубинном нагреве) глубина нагрева до температур закалки больше слоя с мартенситной структурой, который определяется прокаливаемостью стали. Поэтому по данному методу необходимо закалывать стали, прокаливающиеся на меньшую глубину, чем толщина нагретого слоя. В участках детали, лежащих глубже зоны мартенситной структуры, но нагретых до температур закалки, образуются упрочненные зоны со структурой троостита или сорбита закалки.

В связи с нагревом на большую глубину значительно снижаются удельная мощность (до $0,05—0,2 \text{ кВт/см}^2$) и скорость нагрева в области фазовых превращений (до $2—10^\circ \text{ C/c}$); время нагрева составляет $20—100 \text{ с}$. Объемно-поверхностную закалку применяют для тяжело нагруженных деталей (шестерен, осей, крестовин и др.). Основное отличие индукционного нагрева от нагрева в печах и других нагревательных устройствах заключается в том, что тепло не подводится к детали от внешних источников (конвекцией или лучеиспусканием), а выделяется непосредственно в самой детали.

Рассмотрим принципиальную схему нагрева (рис. 72). Переменный электрический ток подводится к индуктору 2. Закаливаемую деталь 1 помещают в индуктор. Внутри индуктора возникает переменное магнитное поле, индуцирующее в поверхности детали электродвижущую силу, под действием которой в металле возникают электрические вихревые токи (токи Фуко), вызывающие нагрев детали до высокой температуры. Тепло выделяется на тех участках детали, которые подвергаются воздействию переменного магнитного поля и электрического тока. Это обеспечивает высокую скорость нагрева и позволяет производить местный нагрев.

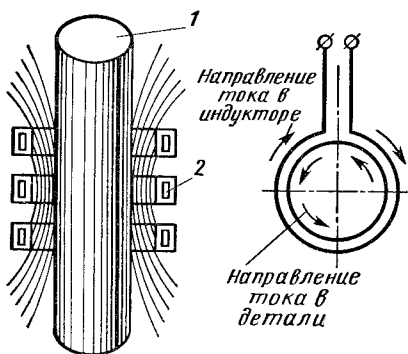


Рис. 72. Схема индукционного нагрева:

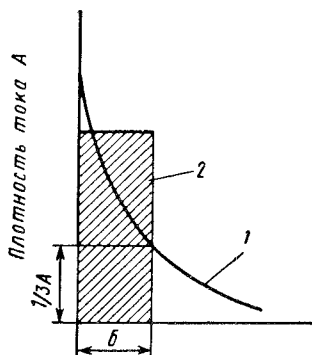
1 — деталь; 2 — индуктор

Характерным является распределение токов по сечению проводника (детали). Плотность протекающего переменного тока значительно больше у поверхности, чем во внутренних слоях проводника (рис. 73). Такое неравномерное распределение переменного тока в проводнике называется поверхностным эффектом. Благодаря этому эффекту деталь нагревается на определенную глубину, а сердцевина — незначительно за счет теплопроводности или совсем не нагревается. Плотностью тока в глубоко расположенных слоях детали пренебрегают; считают, что эта часть проводника как бы свободна от тока. Это допущение относится к тем слоям проводника, в которых плотность тока снижается приблизительно в 3 раза по сравнению с плотностью тока на поверхности проводника. Условно считается, что переменный ток идет не с неравномерной, а с одинаковой плотностью по слою проводника определенной глубины. Этот слой называется глубиной проникновения тока. Такое условное распределение плотности тока целесообразно в связи с тем, что на условной глубине проникновения тока выделяется около 87% всего тепла, выделяемого вихревыми токами. Таким образом, распределение тока по кривой заменяется условным распределением по заштрихованному участку.

Глубина проникновения тока при температуре 20° С

$$\delta_{20} \approx \frac{20}{\sqrt{f}} \text{ мм,}$$

где f — частота тока, Гц. Ее часто называют «холодной» глубиной проникновения тока $\delta_{\text{хол}}$. Глубина проникновения зависит от частоты тока: чем выше частота тока, тем меньше его проникновение в глубину детали (рис. 74). Большая разница в глубине проникновения тока наблюдается при нагреве до температуры, когда магнитные свойства стальной детали понижаются. Магнитные



Расстояние от поверхности

Рис. 73. Распределение плотности переменного тока по проводнику:

1 — действительное распределение;
2 — условное распределение

свойства стали резко понижаются при температуре, близкой к температуре в точке A_1 , когда перлит превращается в аустенит. Выше температуры точки A_1 эвтектоидная и заэвтектоидная стали немагнитны. Дозэвтектоидная сталь частично теряет свои магнитные свойства при температуре в точке A_1 (перлит, превратившийся в аустенит), а частично при температуре в точке A_2 (768°C) (свободный феррит). Глубина проникновения тока при 850°C во много раз больше глубины проникновения тока при 20°C (табл. 8). Глубину проникновения тока при нагреве до температур выше критических (в горячий металл) часто называют «горячей» глубиной проникновения тока $\delta_{\text{гор}}$.

Приближенно такая глубина проникновения тока

$$\delta_{\text{гор}} \approx \frac{600}{\sqrt{f}} \text{ мм.}$$

Учитывая изменение глубины проникновения тока при разной температуре, процесс индукционного нагрева можно представить в такой последовательности. Сначала быстро нагревается слой определенной глубины, равный глубине проникновения тока в холодный металл. После потери этим слоем магнитных свойств глубина проникновения тока увеличивается и начинает быстро нагреваться следующий слой, расположенный глубже, а повышение температуры в уже нагретом слое замедляется. После потери магнитных свойств вторым слоем начинает быстро нагреваться третий слой и т. д. Такая последовательность нагрева указывает на то, что при индукционном нагреве тепло быстро распространяется в связи с изменением магнитных свойств (рис. 75). Нагрев в пределах глубины проникновения тока в горячий металл протекает активно и осуществляется за счет преобразования электрической энергии в тепловую. Такой нагрев называется активным нагревом с помощью тока. Нагрев металла в пределах глубины проникновения тока в горячий металл происходит быстро (за секунды).

Т а б л и ц а 8

Глубина проникновения тока
в деталь из стали 45

Частота тока, Гц	Глубина проникновения тока, мм	
	при 20°C и $\mu = 50$	при 850°C и $\mu = 1$
50	4,5	80
2 500	0,64	11
8 000	0,35	6,2
70 000	0,12	2,1
1 000 000	0,035	0,55

За пределы этой глубины проникновения тока (в глуболежащие слои) тепло может распространяться лишь в результате теплопроводности.

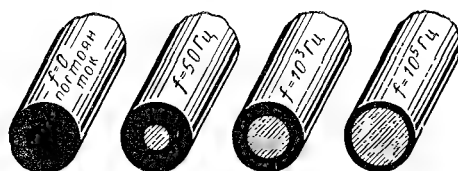


Рис. 74. Схема изменения глубины проникновения тока в проводник в зависимости от частоты тока

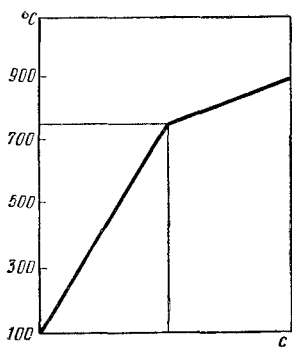


Рис. 75. График индукционного нагрева

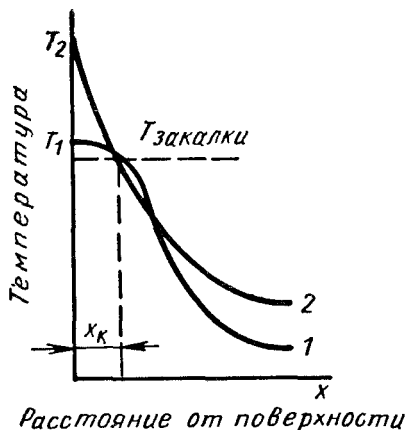


Рис. 76. Распределение температуры по сечению детали:

1 — активный нагрев с помощью тока;
2 — нагрев вследствие теплопроводности;
 x_K — толщина закаленного слоя

Распределение температуры по сечению детали при активном нагреве с помощью тока или в результате теплопроводности различное (рис. 76). Нагрев с помощью активного тока характеризуется малым перепадом температуры в пределах нагретого слоя и крутым спадом во внутреннем слое, еще не потерявшем магнитных свойств (кривая 1). При нагреве вследствие теплопроводности перепад температуры большой (перегрев поверхностных слоев детали, кривая 2). Повышение температуры поверхности детали при нагреве вследствие теплопроводности необходимо для ускорения процесса теплопередачи, так как распространение тепла в результате теплопроводности совершается медленно. Чтобы при нагреве вследствие теплопроводности получить заданную глубину закаленного слоя, приходится производить нагрев длительное время, что приводит к переносу значительного количества тепла в сердцевину детали (большие тепловые потери), в связи с чем расход энергии увеличивается. Поэтому если необходимо нагреть поверхность детали на определенную глубину, то нужно применять нагрев заданного слоя с помощью активного тока. Это достигается правильным выбором определенных значений скорости нагрева и частоты тока. Сквозной нагрев детали обеспечивается большим диапазоном параметров нагрева, но и в этом случае необходимо осуществлять быстрый нагрев, чтобы уменьшить тепловые потери излучением с поверхности детали и увеличить производительность нагревательных устройств.

Индукторы. Качество деталей, закаленных при нагреве с помощью т. в. ч., в большой степени зависит от конструкции индуктора, его установки и расстояния между индуктором и нагреваемой деталью. Индукторы изготовляют из медных трубок, по которым для охлаждения пропускают воду. Изготавливают также индукторы, в которых нагревающая часть комбинируется с охла-

ждающим душевым устройством, через которое на нагретую деталь поступает охлаждающая жидкость. Для равномерного нагрева необходимо, чтобы расстояние от индуктора до детали было во всех точках одинаково. Обычно зазор между индуктором и нагреваемой деталью составляет 1,5—3 мм. Цилиндрические детали равномерно нагреваются благодаря вращению в индукторе. Для деталей каждого типа изготовляют отдельный индуктор, конфигурация которого соответствует форме закаливаемой детали.

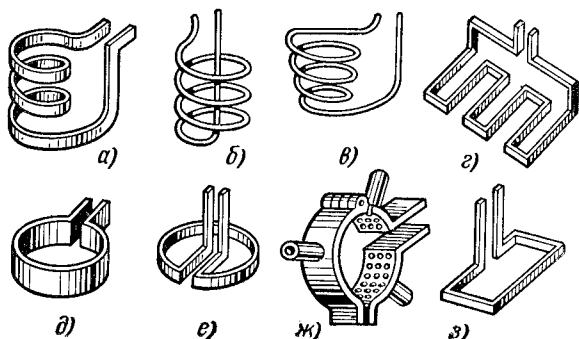
Различают индукторы для нагрева: 1) внешней поверхности цилиндрических деталей; 2) внутренней поверхности цилиндрических деталей; 3) плоской и сложной поверхностей деталей. В одном и том же индукторе нельзя нагревать различные по форме и размеру детали.

Наиболее распространены конструкции одно- и многовитковых индукторов (рис. 77). Обычные индукторы имеют низкий к. п. д. (60—70%) вследствие рассеяния электромагнитного поля. Уменьшение потока рассеяния и концентрация электромагнитного поля в нужном направлении достигается применением индукторов с магнитопроводом. При наличии магнитопровода, с трех сторон охватывающего активную часть индуктора, происходит концентрация магнитного поля между индуктором и нагреваемой поверхностью. При этом резко возрастает к. п. д. индуктора. Магнитопроводы в виде пакета, набранного из тонких (0,2 мм), изолированных друг от друга листов трансформаторной стали, пригодны для индукторов, работающих при частотах до 10 000 Гц.

При работе на больших частотах такой магнитопровод не пригоден, так как быстро нагревается. Чтобы в процессе нагрева на больших частотах магнитопровод мало нагревался, его изготовляют из материалов, имеющих при таких частотах малые потери на гистерезис и вихревые токи. Такими материалами являются магнитодиэлектрики и новые материалы—оксиферы (ферриты). Магнитодиэлектрики представляют собой порошок магнитомягкого материала, смешанный и спрессованный с изолирующим веществом (диэлектриком), например, бакелитом, нитролаками, полистиролом и др. В качестве материала для магнитодиэлектри-

Рис. 77. Индукторы для нагрева:

а, д — наружных поверхностей цилиндрических деталей; б, е — внутренних поверхностей цилиндрических деталей; в — наружных поверхностей конических деталей; г, з — плоских поверхностей деталей методом перемещения; ж — с душевым охлаждением



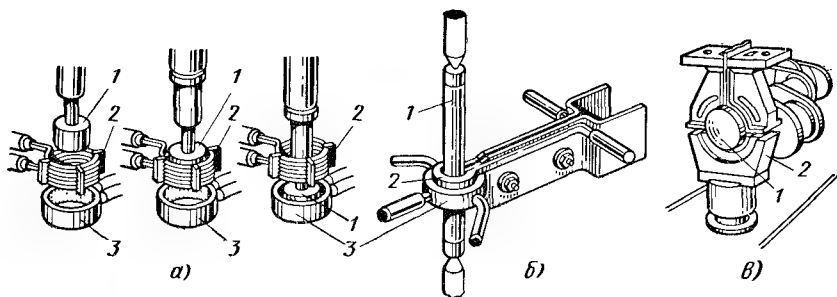


Рис. 78. Схемы поверхностной закалки при нагреве с помощью т. в. ч.:

а — одновременный нагрев и закалка всей обрабатываемой поверхности детали; *б* — непрерывно-последовательный нагрев и закалка всей обрабатываемой поверхности детали; *в* — последовательный нагрев и закалка отдельных участков детали (шеек коленчатого вала)

ков применяют карбонильное железо невосстановленное; карбонильное железо восстановленное, например, отожженное в атмосфере водорода; альсиферы — железо-кремний-алюминиевые сплавы; оксиферы (ферриты)¹ — порошок оксидов металлов, смешанный, спрессованный и спеченный при 1100—1400° С. В производственных условиях наилучшие результаты получаются при использовании магнитопроводов, изготовленных из карбонильного железа (восстановленного) и из оксиферов.

Способы индукционной закалки. Индукционную закалку проводят различными способами в зависимости от размера и формы деталей и предъявляемых к ней требований. При закалке небольших деталей применяется нагрев и вслед за этим охлаждение всей поверхности. Деталь 1 (рис. 78, *а*) помещают в индуктор 2 и сразу нагревают, а затем всю поверхность, подлежащую обработке, охлаждают. Наиболее часто применяют душевое охлаждение. На внутренней поверхности индуктора имеются многочисленные отверстия, через которые после нагрева на поверхность поступает вода или другая закалочная среда. Закалку деталей значительной длины проводят непрерывно-последовательным способом. Деталь 1 (рис. 78, *б*) устанавливают в центрах и для равномерности нагрева непрерывно вращают с определенной скоростью. Закалка происходит при перемещении индуктора 2 снизу вверх (со скоростью от 0,3 до 3 см/с). При таком перемещении в магнитное поле индуктора 2 последовательно попадают один участок детали за другим. Под индуктором расположено охлаждающее устройство 3, представляющее собой согнутую кольцом трубу с многочисленными отверстиями на внутренней поверхности, через которые на нагретые участки детали поступает вода из душевого устройства. Таким образом, непрерывно-последовательно нагревается и охлаждается вся поверхность детали.

¹ Оксифер — оксидный ферромагнетик; феррит — название соединений типа $M \cdot Fe_2O_3$, где M — ион двухвалентного металла (Fe, Ni, Mn, Cu, Zn и др.).

Если необходимо закалить отдельные части детали, то целесообразно применять способ последовательной закалки, при котором обрабатываемая поверхность нагревается и охлаждается по частям, например, последовательная закалка каждой шейки коленчатого вала *1* (рис. 78, в), каждого кулачка распределительного валика, каждого зуба крупномодульного зубчатого колеса и т. п. Для точной установки детали в индукторе и обеспечения определенного и одинакового нагрева и охлаждения каждой нагреваемой детали, от чего зависит качество индукционной закалки, применяют специальные приспособления, установки, автоматы и полуавтоматы различных конструкций.

Режим индукционного нагрева определяется частотой тока, удельной мощностью и временем нагрева. Частота тока определяет экономическую эффективность индукционного нагрева. Наиболее высокий к. п. д. индуктора (0,7—0,8) получается в том случае, когда наименьшая желательная частота тока, необходимая для осуществления индукционного нагрева,

$$f_2 = \frac{20\,000}{D^2} \text{ Гц,}$$

где *D* — диаметр нагреваемой детали, см.

При понижении частоты тока увеличивается удельный расход электроэнергии и значительно уменьшается к. п. д. индуктора. Наименьшая возможная частота тока (при к. п. д. индуктора 0,3—0,54)

$$f_1 = \frac{5000}{D^2} \text{ Гц.}$$

При частоте тока меньше, чем *f*₁, невозможно осуществить нагрев для закалки, так как к. п. д. индуктора при этом настолько мал, что энергии, передаваемой в деталь, недостаточно для компенсации тепловых потерь и нагрева детали до температур закалки. Поэтому для обеспечения высокого к. п. д. индуктора и экономии электроэнергии при индукционном нагреве следует применять частоты более высокие, чем частота *f*₂. При выборе частоты тока необходимо учитывать также и толщину закаленного слоя.

Наиболее выгодная толщина закаленного слоя и возможные пределы ее изменения для различных частот приведены в табл. 9.

При объемно-поверхностной закалке при выборе частоты тока за глубину нагрева необходимо принимать всю толщину слоя, нагреваемого до температур закалки. При выборе режима индукционного нагрева кроме частоты тока следует учитывать энергетические и термические параметры. Энергетическими параметрами являются удельная мощность и время нагрева. К термическим параметрам относятся скорость нагрева в области фазовых превращений (*v*_ф) и конечная температура нагрева (*t*_к), которые изменяются в зависимости от удельной мощности и времени нагрева.

Глубина закали (мм) при различных частотах тока

Глубина	Частота, Гц				
	250 000	8000	2500	1000	500
Наименьшая	0,3	1,3	2,4	3,6	5,5
Наибольшая рекомендуемая	2,5—3	5,5	10	15	22
Оптимальная	0,5—1,5	2,7	5	8	11

Для определения режимов нагрева при поверхностной закалке можно пользоваться рис. 79. Предположим, необходимо закалить вал диаметром 60 мм на глубину 4 мм. По табл. 9 определяем, что закалку на глубину 4 мм следует проводить при нагреве с помощью тока частотой 2500 Гц. Следовательно, нужно пользоваться рис. 79, в. Для получения закаленного слоя 0,4 см на валу диаметром 6 см, необходим нагрев в течение 5,5—6 с при удельной мощности $p_0 = 0,9$ кВт/см².

Получаемые данные только ориентировочные: по ним проводится закалка нескольких опытных деталей, после анализа которых режим нагрева может быть установлен более определенно. Индукционную закалку проводят на специальных установках, ток к которым подается от машинных или ламповых генераторов. Машинные генераторы имеют частоты от 1000 до 10 000 Гц при мощности 60—1000 кВт, а ламповые генераторы — частоту до 100 000 Гц и мощность от 5 до 220 кВт.

Свойства стали после индукционной закали. Результаты индукционной закали зависят от выбора марки стали, режимов предварительной термической обработки, режимов индукционного нагрева, охлаждения и низкого отпуска. По сравнению с обычной закалкой индукционная закалка придает стали более высокую твердость (на HRC 1—2) и прочность при относительно меньшем понижении вязкости, а также более высокий предел выносливости. Эти преимущества обусловлены измельчением зерен аустенита. С увеличением скорости нагрева (с повышением степени перенгрева) резко возрастает число центров перлитно-аустенитного превращения. Поэтому образуется очень мелкое начальное зерно аустенита (из-за отсутствия выдержки при температуре закали роста зерна не происходит). Измельчение зерна аустенита приводит к уменьшению размеров кристаллов мартенсита. При индукционном нагреве можно получить зерно аустенита 12—15-го балла (при нагреве в печах — 7—10-й балл). Для получения мелкого зерна аустенита при индукционной закалке необходимо применять стали, мало склонные к росту зерна аустенита, а также подвергать закалке детали с мелкодисперсной исходной структурой.

Повышение предела выносливости стали после индукционной заковки связано с распределением остаточных напряжений (рис. 80). В закаленном слое имеются остаточные напряжения сжатия, а за пределами закаленного слоя — напряжения растяжения. Причиной усталостных разрушений являются только растягивающие напряжения. При работе напряжения сжатия будут ослаблять растягивающие (разрушающие) напряжения, возникающие в результате действия внешних сил. Поэтому после индукционной заковки предел выносливости повышается.

Рассмотрим основные факторы, определяющие высокий комплекс свойств при индукционной заковке.

Скорость нагрева при индукционной заковке велика, а время нагрева мало (несколько секунд). Поэтому для завершения превращений стальную деталь нужно нагревать до более высоких температур, чем нормальная температура заковки при нагреве

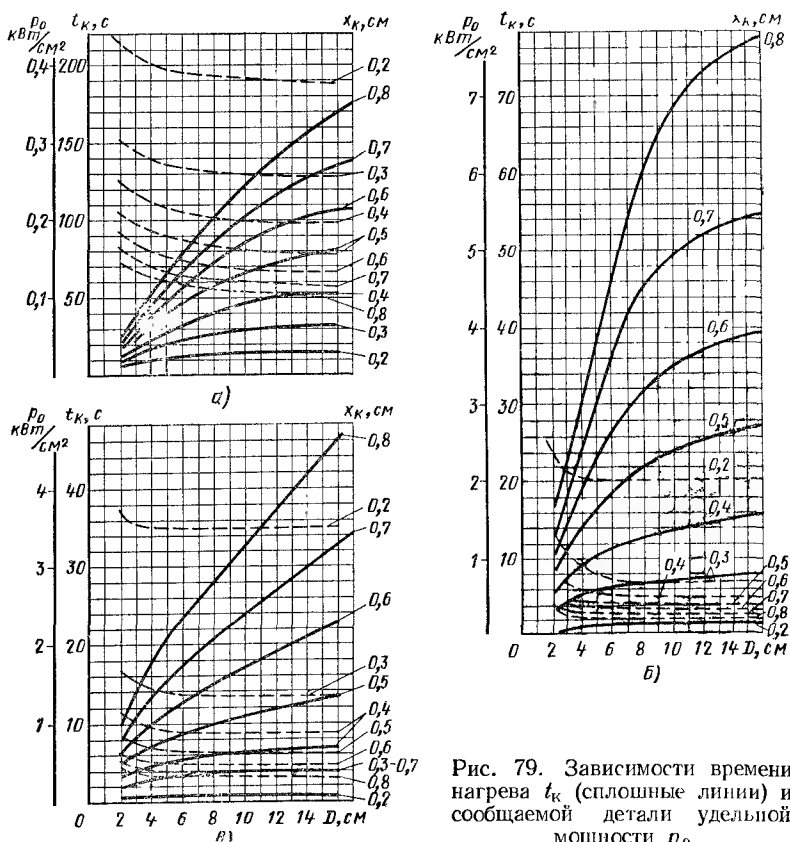


Рис. 79. Зависимости времени нагрева t_k (сплошные линии) и сообщаемой детали удельной мощности p_0

(штриховые линии) от диаметра D нагреваемой цилиндрической детали для различных толщин закаленного слоя x_k при различных частотах: а — 250 000 Гц; б — 8000 Гц; в — 2500 Гц (по данным А. Е. Слухоцкого)

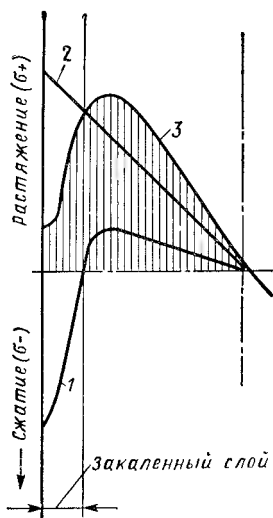


Рис. 80. Влияние остаточных напряжений в поверхностно-закаленной детали на распределение рабочих напряжений по сечению детали:

1 — распределение остаточных напряжений после поверхностной закалки; 2 — распределение напряжений, вызванных изгибающим моментом; 3 — результирующая эпюра напряжений

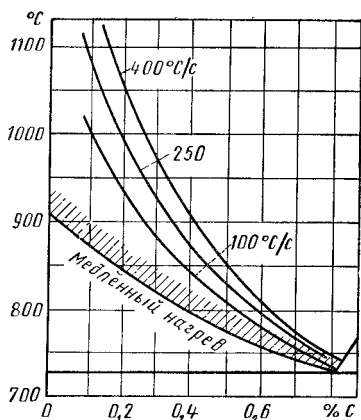


Рис. 81. Температуры полной закалки дозвлектоидной углеродистой стали при различных скоростях нагрева (при исходной нормализованной структуре)

в печах (рис. 81). Чем больше в стали углерода, т. е. чем меньше избыточного феррита, тем меньше влияние скорости нагрева на температуру закалки. Температура индукционной закалки зависит не только от химического состава стали, но и от исходной струк-

туры и скорости нагрева. Исходная структура стали может быть различной: она зависит от того, какой предварительной термической обработке подвергалась сталь: отжигу, нормализации или улучшению. На рис. 82 приведены интервалы оптимальных температур индукционной закалки стали 50 в зависимости от скорости нагрева и исходной структуры. Наиболее узкий интервал оптимальных температур индукционной закалки — для отожженной стали; наиболее широкий — для улучшенной. Этот интервал расширяется главным образом в результате понижения его нижней границы. Это объясняется тем, что исходные структуры отличаются степенью дисперсности фаз. Чем дисперснее исходная структура, тем быстрее протекает превращение при нагреве (превращение перлита в аустенит протекает медленнее, чем сорбита). Таким образом, дисперсность исходной структуры определяет режим нагрева и, следовательно, размер зерна аустенита. При нормализованной структуре дозвлектоидной стали можно получить зерно аустенита 11—12-го балла; при закалке улучшенных структур получают сверхмелкое зерно аустенита 14—15-го балла. Скорость нагрева в области фазовых превращений определяется глубиной нагрева.

Рекомендуются следующие скорости нагрева

Необходимая глубина нагрева, мм . .	1—2	3—5	6—10
Скорость нагрева в области фазовых превращений, °C/c	100—300	20—80	2—15

При объемно-поверхностной закалке целесообразно нагревать детали с изотермической выдержкой, чтобы нагреть их на заданную глубину. В результате нарушения режима нагрева в структуре доэвтектоидных сталей остается феррит или получается мартенсит неравномерного строения. Наличие в структуре игольчатого мартенсита является признаком перегрева.

При индукционной закалке необходимо охлаждать быстро, без подстуживания нагретой поверхности и распространения тепла в глубь детали. Можно применять различные способы охлаждения: закалку быстродвижущейся водой или маслом, погружение в воду или масло.

Широко применяют охлаждение душем или потоком воды (быстродвижущейся водой). Этот способ обеспечивает большую интенсивность охлаждения, фиксирует в мартенсите наибольшее количество углерода (если скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения меньше 600° C/c, происходит отпуск мартенсита), что позволяет получить наиболее высокую твердость. При правильной конструкции охлаждающего устройства обеспечивается большая равномерность охлаждения; это позволяет проводить закалку деталей без образования трещин. При таком способе возможно дозированное охлаждение для проведения самоотпуска. Охлаждение потоком воды по сравнению с душем обеспечивает более равномерную подачу воды на закаливаемую поверхность.

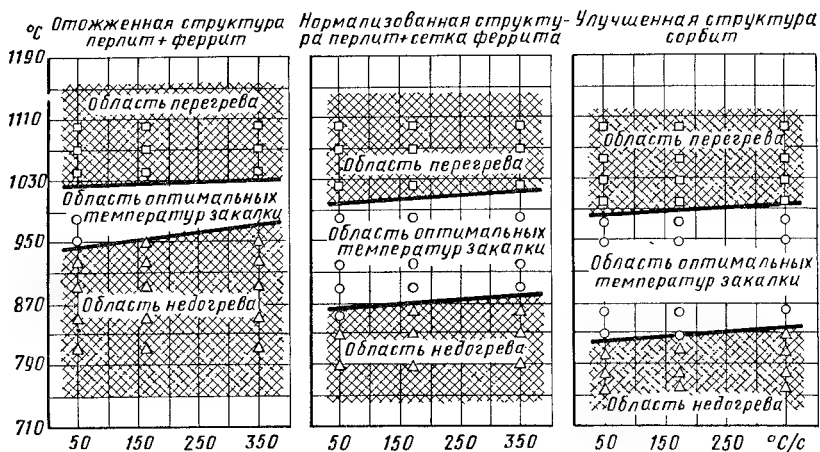


Рис. 82. Зависимость интервала оптимальных температур закалки стали 50 от скорости нагрева и исходной структуры

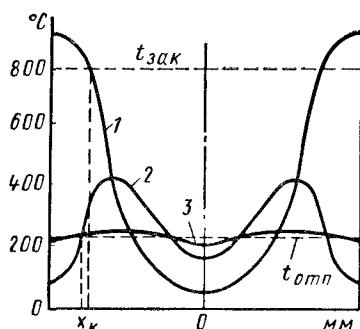


Рис. 83. Схема изменения температуры по сечению детали при закалке с самоотпуском:

1 — перед началом охлаждения; 2 — после прекращения подачи охлаждающей жидкости; 3 — после выравнивания (самоотпуск); $t_{\text{зак}}$ — температура закалки; $t_{\text{отп}}$ — температура самоотпуска

Для получения высокой твердости и предотвращения появления закалочных трещин скорость движения воды относительно детали должна быть в пределах 5—30 м/с. Применение самоотпуска (120—150° С) при интенсивном охлаждении быстродвижущейся водой практически не снижает твердость (возможно снижение на HRC 1—2) и гарантирует от появления трещин. При индукционной закалке кроме охлаждения водой применяют также закалочную среду «аква-пласт».

Отпуск и самоотпуск. После индукционной закалки детали подвергают низкотемпературному отпуску с нагревом в печи при температуре 150—250° С. Такой отпуск, незначительно снижая твердость, повышает

прочность при изгибе (в 2 раза), снижает внутренние напряжения (на 25—30%) как на поверхности, так и в сердцевине, задерживает самопроизвольный распад мартенсита, приводящий к короблению и изменению размеров. Тонкостенные детали (толщина соизмерима с глубиной проникновения тока) могут подвергаться отпуску с индукционным сквозным нагревом. При индукционной закалке широко применяют самоотпуск. При закалке с самоотпуском охлаждение после нагрева производится не полностью, а прерывается с таким расчетом, чтобы за счет сохранившегося тепла произошел отпуск закаленной детали, аналогичный отпуску в печи.

Процесс закалки с самоотпуском приведен на рис. 83. Кривая 1 характеризует распределение температуры в нагретой детали. После ускоренного охлаждения в закаленном слое образуется структура мартенсита и температура падает до 100° С и ниже. В этот период распределение температуры характеризуется кривой 2. При прекращении охлаждения температура поверхностного слоя повышается (кривая 3) за счет сохранения высокой температуры непосредственно за закаленным слоем, что и приводит к отпуску мартенсита закаленного слоя. Изменяя время охлаждения, регулируют температуру самоотпуска. Для равномерного охлаждения закаливаемой поверхности время охлаждения при закалке должна быть не менее 1—1,5 с.

Основными параметрами режима самоотпуска являются температура и время выдержки. На результаты самоотпуска в основном влияет температура. Поэтому при снижении температуры необходимо увеличить время выдержки. Для получения равной твердости при самоотпуске (по сравнению с отпуском в печи)

применяют более высокие температуры, например, для деталей из стали 45 на $75-85^{\circ}\text{C}$ при температуре отпуска до 300°C и на $100-125^{\circ}\text{C}$ при более высоких температурах.

Для обеспечения стабильных результатов самоотпуска процессы индукционного нагрева и охлаждения должны быть автоматизированы. Вода для закалки должна иметь температуру в пределах $15-35^{\circ}\text{C}$, ее подачу регулируют с помощью реле времени. Применение самоотпуска сокращает длительность обработки (отпуск в печи $1-1,5$ ч), предохраняет от появления закалочных трещин, позволяет автоматизировать процесс термической обработки.

Поверхностная закалка стали (при поверхностном нагреве). При поверхностной закалке мартенситную структуру имеют только поверхностные слои, нагретые до температуры закалки. Большинство деталей, подвергающихся поверхностной индукционной закалке, изготавливают из среднеуглеродистых сталей (марок 40, 45) с суженными пределами по углероду. В автомобилестроении, тракторостроении, сельскохозяйственном машиностроении применяют легированные среднеуглеродистые стали (марок 40X, 50Г и др.) Для изготовления режущего и измерительного инструмента, проходящего индукционную закалку, используют стали У7, У8, У10, У12, 9Х и др. Поверхностной индукционной закалке подвергают также детали из серых и ковких чугунов (преимущественно с перлитной и перлитно-ферритной металлической основой). Толщина закаленного слоя составляет $0,5-8$ мм.

Микроструктура доэвтектоидной стали характеризуется следующим распределением структурных составляющих (от периферии к центру): мартенсит (зона I); мартенсит, феррит и троостит (зона II); феррит и перлит (зона III) (рис. 84). Наличие в переходном слое феррита указывает на более низкую температуру в этой зоне, при которой часть избыточного феррита не превратилась в аустенит.

Характеру распределения структур по сечению закаленной детали соответствует распределение твердости. Твердость поверхностного слоя с мартенситной структурой составляет $\text{HRC } 60-65$. Обеспечение высоких твердости, прочности и пластичности детали зависит от глубины закаленного и переходного слоев. Рекомендуемая толщина закаленного слоя $x_K = (0,1 \pm 0,15) D$, где D — диаметр детали, мм.

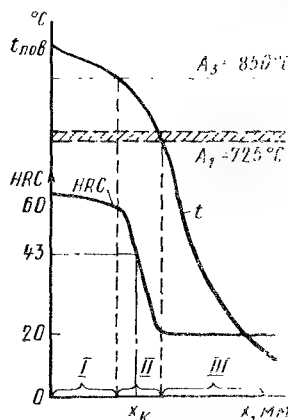


Рис. 84. Зависимость структуры и твердости закаленной детали, изготовленной из стали 45, от распределения температур по толщине нагретого слоя:

t — распределение температуры; HRC — распределение твердости; зона I нагретая выше температуры в точке A_{c3} ; зона II — выше температуры в точке A_{c1} ; зона III — ниже температуры в точке A_{c1} .

Переходный слой должен составлять 25—30% толщины закаленного слоя; чем крупнее деталь, тем больше должна быть толщина закаленного слоя.

Объемно-поверхностная закалка (при глубинном индукционном нагреве) разработана на автозаводе им. Лихачева и широко применяется в производстве для обработки тяжелонагруженных деталей автомобилей. Для получения требуемой толщины закаленного слоя тяжелонагруженных деталей при обычных способах индукционной закалки необходимо изготавливать эти детали из легированных сталей с большой прокаливаемостью. Данный метод поверхностной закалки обеспечивает возможность замены легированных сталей углеродистыми или низколегированными сталями с одновременным получением требуемой прочности и долговечности за счет реализации преимуществ глубинной закалки и поверхностной закалки при индукционном нагреве. Особенности поверхностной закалки при глубинном нагреве следующие: 1) глубина нагрева до температур закалки больше глубины закаленного слоя со структурой мартенсита (не менее, чем в 2 раза); при этом вся деталь или упрочняемая часть детали прогревается насквозь; при охлаждении быстродвижущейся водой закаливается поверхностный слой в соответствии с прокаливаемостью данной стали; в более глубоких слоях, также нагретых до температуры закалки, получается структура троостита или сорбита закалки; упрочнение сердцевины и закалка поверхности осуществляются за одну операцию, обеспечивая повышение конструктивной прочности деталей; 2) необходимость применения сталей с регламентированной (РП) и пониженной (ПП) прокаливаемостью; 3) режим нагрева должен обеспечить получение зерна аустенита не крупнее 11-го балла; скорость нагрева при этом составляет 2—10° С/с, удельная мощность 0,05—0,2 кВт/см², время нагрева 20—100 с.

При поверхностной закалке с глубинным нагревом обязательно интенсивное охлаждение быстродвижущейся водой для создания перепада скоростей охлаждения по сечению упрочняемой детали. Скорость охлаждения поверхности должна быть не менее чем в 10 раз выше скорости охлаждения сердцевины. В этом случае поверхностный слой имеет твердость *HRC* 60—65, а более глубокие слои — твердость *HRC* 30—40.

Метод поверхностной закалки при глубинном нагреве целесообразно и экономически выгодно применять для тяжелонагруженных деталей и деталей сложной формы, для которых обычная поверхностная закалка не может быть осуществлена или не может обеспечить требуемой конструктивной прочности.

Стали для поверхностной закалки с пониженной и регламентированной прокаливаемостью. Стали, применяемые для изготовления деталей, упрочняемых поверхностной закалкой при глубинном нагреве, должны отвечать определенным требованиям. Содержание углерода (от 0,4 до 1,0%) должно обеспечить необ-

ходимую твердость поверхности и сердцевины при сохранении достаточной вязкости. Для снижения возможности появления закалочных трещин, повышения сопротивления хрупкому разрушению детали, обеспечения стабильности режимов индукционного нагрева стали должны иметь минимальную склонность к росту аустенитного зерна при нагреве под закалку. Толщина закаленного слоя должна составлять 10—15% рабочей толщины или диаметра и определяться прокаливаемостью стали.

В машиностроении для изготовления тяжело нагруженных деталей при указанном методе закалки применяют стали: а) нормальной регламентированной прокаливаемости с критическим диаметром образцов (по полумартенситной зоне) 20—30 мм для деталей с толщиной закаленного слоя до 5—8 мм (сталь 47 ГТ); из этих сталей изготавливают детали диаметром (толщиной) до 40—50 мм; б) повышенной регламентированной прокаливаемости с критическим диаметром образцов более 40 мм для деталей сечением более 60 мм; в) пониженной прокаливаемости с критическим диаметром образцов 10—14 мм для деталей сечением до 10—25 мм (сталь 55ПП). Для снижения прокаливаемости в этих сталях уменьшают содержание примесей (марганца, кремния, хрома, никеля и др.) и вводят элементы, тормозящие рост зерна аустенита (алюминий, титан и др.) Широкое применение для изготовления многих деталей находит сталь 55ПП, производство которой освоено на ряде металлургических заводов (химический состав стали 55ПП: 0,55—0,63% С, $\leq 0,2\%$ Мн, 0,1—0,3% Si, $\leq 0,15\%$ Cr, $\leq 0,25\%$ Ni). Новый метод поверхностной закалки деталей из стали марки 55ПП позволяет заменить процесс цементации легированных сталей 30ХГТ, 20ХНМ, 12Х2Н4А и др. при обеспечении такой же прочности деталей (HRC 58—63 на поверхности и HRC 30—40 в сердцевине).

§ 3. ТЕХНИКА БЕЗОПАСНОСТИ ПРИ РАБОТЕ НА УСТАНОВКАХ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА¹

Электротермические установки с машинными и ламповыми генераторами могут размещаться как в отдельных, так и в общепромышленных помещениях. В последнем случае они должны быть ограждены. Установки должны иметь конструктивные ограждения с механической или электрической блокировкой на дверцах ограждения, препятствующие открыванию их без снятия напряжения. Блоки электротермических установок, имеющие в схеме конденсаторы, которые при отключении напряжения могут сохранить заряд, должны быть снабжены устройствами для автоматического разряда конденсаторов при открывании дверцы блоков.

¹ Данный параграф составлен по материалам правил безопасности по эксплуатации электротермических установок повышенной и высокой частоты, утвержденных Президиумом ЦК профсоюза рабочих машиностроения 14 февраля 1962 г.

Металлические конструктивные части установки должны быть заземлены. Пульт управления установкой должен быть снабжен необходимыми для нормальной эксплуатации приборами, штурвалами и кнопками. На пульте управления должен быть общий выключатель, снимающий напряжение с установки, и сигнальные лампы, указывающие на наличие напряжения на установке.

В помещениях с действующими электротермическими установками должна быть предусмотрена искусственная вентиляция, обеспечивающая нормальные условия работы, соответствующие санитарным нормам. Размеры рабочих мест определяются условиями технологического процесса и размерами обрабатываемых деталей. При этом ширина рабочих мест у щитов управления должна быть не менее 1,2 м, а у закалочных индукторов не менее 1 м.

Обслуживающий персонал, работающий на электротермических установках повышенной и высокой частоты, должен быть обеспечен индивидуальными средствами защиты, спецодеждой, спецобувью по действующим нормам. Инструмент, применяемый плавильщиками для загрузки, перемешивания и выгрузки металла из печи и удержания нагреваемых деталей при закалке и пайке, должен иметь рукоятки, изолированные по длине захвата.

§ 4. ЗАКАЛКА ПРИ НАГРЕВЕ С ПОМОЩЬЮ ТОКОВ ПРОМЫШЛЕННОЙ ЧАСТОТЫ

Ток промышленной частоты (50 Гц) применяется для сквозного нагрева деталей диаметром более 150 мм. Преимуществами установок для нагрева токами промышленной частоты (т. п. ч.) являются простота устройства, надежность в эксплуатации, высокий к. п. д. (до 90%); недостатки — большое рассеяние магнитного потока и малый коэффициент мощности. Для повышения коэффициента мощности при нагреве полых деталей нужно внутрь деталей ввести железный сердечник. Поэтому наиболее целесообразно нагревать с помощью т. п. ч. трубы и кольца.

Схема установки для нагрева труб т. п. ч. дана на рис. 85. Трубу 1 помещают между средним сердечником 2 и нагревательной катушкой 3. После нагрева ядро 4, удерживаемое защелкой 5, откидывается и труба падает в закалочный бак. Для загрузки новой трубы установка поворачивается (в подшипниках 6). Эта установка (с сердечником) не позволяет осуществлять поточное движение труб (или колец) через индуктор, что сужает область применения таких установок.

Нагрев деталей т. п. ч. целесообразно совмещать с нагревом в печи. Вначале детали (например, кольца) нагревают в индукционной установке с помощью т. п. ч., а затем выдерживают в электропечи сопротивления. При таком нагреве по сравнению с нагревом только в электропечи сопротивления удельный расход электроэнергии сокращается. В этом случае нагрев с помощью

т. п. ч. производится без применения железного сердечника, что позволяет осуществить поточное движение колец через индуктор и полностью автоматизировать технологический процесс термической обработки деталей.

§ 5. ЗАКАЛКА ПРИ НАГРЕВЕ ПЛАМЕНЕМ

Из всех методов поверхностной закалки стали самым простым и доступным, особенно в единичном и мелкосерийном производстве, при ремонте и других работах является метод поверхностной закалки при нагреве газовым пламенем. Для крупногабаритных деталей нагрев пламенем является почти единственным методом закалки и находит все более широкое применение. Наиболее часто используют ацетиленокислородное пламя¹ (температура на вершине внутреннего конуса 3150°C). Кроме ацетилена могут быть использованы также и другие горючие газы — пиролизный газ (температура пламени 2300°C), пропан и бутан (2050°C), природный газ (2000°C).

Существует несколько способов закалки деталей. При закалке деталей, имеющих плоские или криволинейные поверхности площадью до 100 см^2 [концов рельсов, зубьев звездочек, концов клапанов и т. п. (рис. 86, а)], вся или часть поверхности закаливаемой детали нагревается в течение определенного времени пламенем неподвижной горелки, а затем охлаждается водой.

При закалке деталей цилиндрической формы диаметром до 200 мм и длиной до 300 мм [шестк коленчатых валов, цапф валов и осей, зубчатых колес с модулем до 8 мм и т. п. (рис. 86, б)] поверхность быстро вращающейся детали (с окружной скоростью 8—20 м/мин) нагревается в течение определенного времени пламенем неподвижной горелки (одной или нескольких), а затем охлаждается.

При закалке деталей длиной более 100 мм (направляющих станин токарных станков, зубчатых колес с модулем более 10 и т. п., рис. 86, в) вдоль поверхности неподвижной детали перемещаются с определенной скоростью (50—250 мм/мин) горелка и охлаждающее приспособление, расположенное на расстоянии 10—20 мм от пламени; в некоторых случаях деталь перемещается относительно неподвижных горелки и охлаждающего приспособ

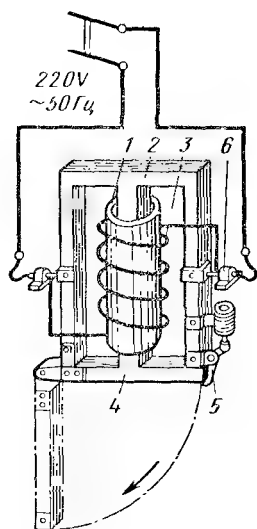


Рис. 85. Схема устройства для индукционного нагрева трубы

¹ Ацетилен образуется при взаимодействии воды и карбида кальция $[\text{CaC}_2 + 2\text{H}_2\text{O} = \text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{C}_2\text{H}_2]$.

Нагрев

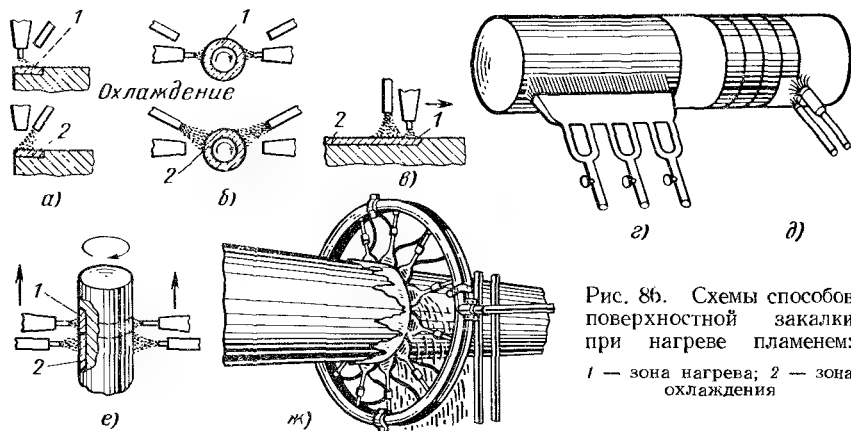


Рис. 86. Схемы способов поверхностной заковки при нагреве пламенем: 1 — зона нагрева; 2 — зона охлаждения

ления. Если необходимо закалить поверхность детали большой ширины, то нагрев производится несколькими горелками за один проход или одной горелкой последовательными проходами по ряду полос. В последнем случае при нагреве каждой последующей полосы будет происходить частичный отпуск уже закаленной полосы и в месте стыка закаленных полос будут образовываться полосы отпуска с пониженной твердостью.

При закалке деталей, имеющих небольшую ширину и большой диаметр (ходовых колес кранов, бегунов и т. п., рис. 86, г), деталь медленно вращается около неподвижных горелки и охлаждающего приспособления. Недостатком данного способа является то, что в конце закаленной поверхности остается узкая полоса с пониженной твердостью.

При закалке деталей, имеющих спиральную, а также цилиндрическую форму, длиной более 300 мм (валы, шпиндели, червяки, винты, косозубые зубчатые колеса и т. п., рис. 86, д) параллельно оси медленно вращающейся детали перемещаются с определенной скоростью горелки (одна или несколько) и охлаждающее приспособление. Недостатком данного способа является получение на стыке закаленных спиральных дорожек спиральной полосы с пониженной твердостью.

При закалке деталей цилиндрической формы длиной более 300 мм (валы, шпиндели, штоки молотов, плунжеры насосов, прокатные валки и т. п., рис. 86, е) вдоль поверхности быстро вращающейся детали перемещаются с определенной скоростью горелка (одна или несколько) и охлаждающее приспособление.

При закалке деталей цилиндрической формы диаметром 15—150 мм, длиной более двух диаметров (валики, оси, плунжеры, пальцы, штанги, шпиндели и т. п.) эффективнее применять кольцевые горелки (рис. 86, ж). На расстоянии 10—20 мм от пламени к кольцевой горелке прикрепляют охлаждающее устройство

(кольцо) с отверстиями для воды. В этом случае скорость вращения детали может быть небольшой.

При нагреве пламенем используют обычные сварочные горелки, в которых вместо мундштука применяют специальные наконечники — щелевые (рис. 87, а) и многопламенные (рис. 87, б). Для получения качественного закаленного слоя детали, предназначенные для закалки при нагреве пламенем, подвергают предварительной термической обработке — нормализации или улучшению с целью получения мелкодисперсной феррито-цементитной смеси. Толщина закаленного слоя может быть в пределах 1—10 мм обычно (2—5 мм). Твердость закаленного слоя получается такой же, как при обычной закалке ($HRC\ 58—60$). Поверхность чистая, без следов окисления и обезуглероживания. Практически процесс закалки при нагреве пламенем продолжается в течение нескольких секунд (редко превышает 10—15 с). За это время температура поверхности доходит до $1000—1300^{\circ}\text{C}$, т. е. минимальная скорость нагрева составляет примерно $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Время нагрева зависит от температуры: чем выше температура, тем меньше должно быть время нагрева, чтобы не получить перегрева. Качество закаленного слоя зависит от следующих основных факторов: а) температуры пламени; б) скорости перемещения горелки относительно закаливаемой поверхности; в) расстояния между наконечником горелки и нагреваемой поверхностью; г) расстояния между средней зоной пламени и охлаждающей струей.

Максимальная температура ацетилено-кислородного пламени определяется соотношением кислорода и ацетилена. Практически отношение кислорода к ацетилену берется в пределах 1,3—1,4, так как при нагреве наконечника поступление ацетилена в горелку уменьшается. Скорость перемещения горелки относительно детали или детали относительно горелки находится в пределах 50—250 мм/мин. Расстояние между наконечником горелки и нагреваемой поверхностью должно быть таким, чтобы ядро пламени отстояло от нагреваемой поверхности примерно на 2—3 мм. Расстояние от средней зоны пламени до охлаждающей струи должно быть 12—25 мм. Охлаждающей средой при закалке является вода, реже — сжатый воздух, растворы солей и эмульсии. После закалки проводится низкотемпературный отпуск при $180—220^{\circ}\text{C}$. Продолжительность отпуска определяется из расчета 1 ч на 1 см радиуса или половины толщины детали.

При использовании многопламенных горелок большой мощности необходимо: а) следить за подачей воды для охлаждения

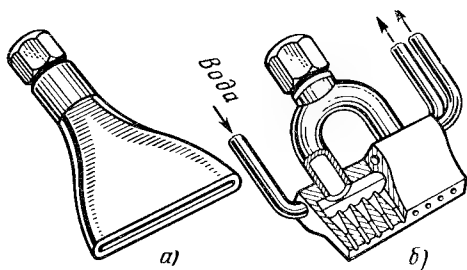


Рис. 87. Наконечники для горелок при нагреве кислородно-ацетиленовым пламенем

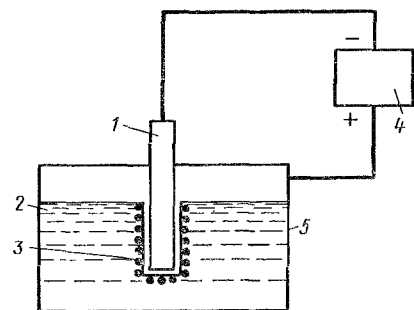


Рис. 88. Схема нагрева в электролите:

1 — нагреваемая деталь (катод); 2 — электролит; 3 — водородная оболочка; 4 — источник тока; 5 — ванна (анод)

горелки и предохранять от перегрева газоподводящие трубки горелки для предупреждения хлопков, обратных ударов и проскока пламени в кислородный шланг; б) устанавливать теплоизолирующий экран перед вентилем горелки для предупреждения ожогов пламенем горелки; в) зажигать горелку факелом или электрозажигалкой с длинной ручкой; г) регулировать горелку и работать на ней в защитных очках.

Недостатками закалки при нагреве пламенем являются перегрев поверхности, трудность измерения и регулирования температуры в процессе нагрева под закалку и невозможность точно обеспечить заданную толщину закаленного слоя.

§ 6. ЗАКАЛКА ПРИ НАГРЕВЕ В ЭЛЕКТРОЛИТЕ

Закалка при нагреве в электролите, предложенная инж. И. З. Ясногородским, заключается в следующем. В ванну (рис. 88), в которой находится электролит [(водный раствор углекислого натрия (Na_2CO_3), едкого натра (NaOH), сернокислого натрия (Na_2SO_4) и др.], погружают нагреваемую деталь. Положительный полюс постоянного источника тока соединяют с ванной, а отрицательный полюс — с деталью. Таким образом, ванна является анодом, а деталь — катодом. При прохождении тока через электролит на катоде выделяется водород, а на аноде — кислород. Водородная оболочка сопротивляется прохождению тока (имеет плохую проводимость), вследствие чего при достаточно высоком напряжении тока (220—380 В) выделяется большое количество тепла и деталь нагревается до высокой температуры. Удельная мощность при нагреве составляет 0,6—1,25 кВт/см²; время нагрева — несколько секунд. После нагрева деталь охлаждают (закачивают) или тем же электролитом, который почти не нагревается (после выключения тока), или переносят в специальную закалочную ванну.

Для закалки при нагреве в электролите разработаны устройства, в которых можно производить концевой, местный и непрерывно-последовательный нагрев различных деталей (клапанов, валов, пальцев, зубчатых колес и т. п.). Преимуществом закалки в электролите является простота установки, возможность регулирования и автоматизации, отсутствие окисления и деформации и высокая производительность (нагрев 5—10 с). Способ поверхностной закалки с нагревом в электролите применим для ограниченного числа деталей.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ. ЦЕМЕНТАЦИЯ

§ 1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ТЕОРИИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Химико-термическая обработка является одним из наиболее эффективных методов упрочнения поверхности деталей для повышения их долговечности. Химико-термической обработкой называется процесс, при котором происходит изменение химического состава, структуры и свойств поверхностных слоев металла. Цель химико-термической обработки: повышение поверхностной твердости, износостойкости, предела выносливости, коррозионной стойкости, жаростойкости (окалиностойкости), кислотоустойчивости и др.

Преимущества химико-термической обработки по сравнению с другими методами поверхностного упрочнения, например поверхностной закалкой, следующие: 1) большее различие свойств поверхности и сердцевины в связи с изменением химического состава поверхностных слоев; 2) химико-термической обработке можно подвергать различные по форме и размерам детали, обеспечивая при этом получение обогащенного слоя одинаковой толщины. Недостатком химико-термической обработки является низкая производительность.

При химико-термической обработке происходит обогащение поверхностных слоев одним или несколькими элементами; при этом одновременно протекают следующие элементарные процессы: а) разложение молекул с образованием активных атомов диффундирующего элемента (диссоциация); б) поглощение активных атомов поверхностью металла (адсорбция); в) проникновение атомов, адсорбированных поверхностью, в глубь металла (диффузия).

Диффузия может осуществляться в том случае, когда диффундирующий элемент образует с основным металлом твердый раствор или химическое соединение. Наиболее вероятным следует считать механизм диффузии по вакансиям (вакансионный механизм) и по межузлиям (межузельный механизм).

Вакансии и межузельные атомы — точечные дефекты структуры реального металла, механизм образования которых заключается в следующем. Атом, находящийся в правильном (регулярном) положении в узле кристаллической решетки и имеющий достаточно большую энергию, может переместиться в неправильное (иррегулярное) положение (в межузлие), оставляя место в узле решетки незанятым. Атом, переместившийся в межузлие, называется дислоцированным, а узел, не занятый атомом, называется вакансией (атомной «дыркой»).

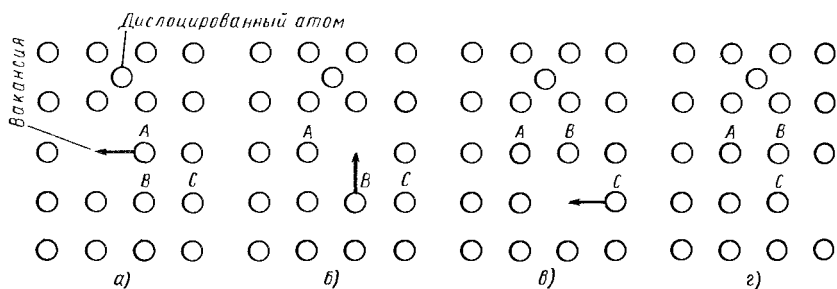


Рис. 89. Схемы механизма диффузии

В образовавшуюся в кристаллической решетке вакансию может переместиться рядом расположенный атом, например, атом А (рис. 89, а), оставив после себя вакансию в том месте, где он находился до этого. В эту вакансию может перейти соседний атом, например, атом В (рис. 89, б и в), его место может занять атом С (рис. 89, в и г) и т. д. Работа, необходимая для перехода атома из регулярного положения в иррегулярное, называется энергией активации. Рассмотренное перемещение атомов в собственной кристаллической решетке называется самодиффузией.

При диффузии по вакансионному механизму образовавшиеся при диссоциации атомы диффундирующего элемента адсорбируются поверхностью насыщаемого металла, занимая места вакансий. Диффузия адсорбированных атомов совершается в результате обмена мест атомов с вакансиями. С повышением температуры увеличиваются тепловые колебания атомов и растет число вакансий в решетке, что ускоряет процесс диффузии.

При диффузии по межузельному механизму образовавшиеся при диссоциации атомы диффундирующего элемента адсорбируются поверхностью насыщаемого металла, располагаясь в межузлиях. Диффузия адсорбированных атомов происходит также по межузлиям. Межузельный механизм диффузии характерен для диффузии атомов примесей в твердых растворах внедрения. Одним из наиболее характерных примеров перемещения по межузлиям является диффузия атомов углерода в железо (процесс цементации). Размеры атомов углерода значительно меньше размеров атомов железа и поэтому могут достаточно легко и быстро перемещаться по межузлиям, и в данном случае процесс диффузии не зависит от вакансий.

Рассмотренное перемещение инородных (растворенных) атомов в чужой кристаллической решетке называется гетеродиффузией.

Степень насыщения поверхности металла определяется реакциями, протекающими на границе металл — внешняя среда. Скорость диффузии зависит от насыщающего элемента, его концентрации на поверхности и температуры процесса. Практически детали нагревают до определенной температуры и выдерживают

в среде, содержащей достаточное количество того элемента, которым производится насыщение. В результате образуется диффузионный слой, содержание диффундирующего элемента в котором понижается по мере удаления от поверхности. Глубина диффузионного слоя и концентрация диффундирующего элемента в слое зависят от температуры насыщения, длительности выдержки, концентрации диффундирующего элемента во внешней среде.

К химико-термической обработке относятся процессы насыщения поверхностных слоев стали углеродом (цементация), азотом (азотирование), углеродом и азотом (цианирование, нитроцементация), алюминием (алитирование), хромом (хромирование), кремнием (силицирование), бором (борирование) и др.

§ 2. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПОДГОТОВКИ ДЕТАЛЕЙ НА ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКУЮ ОБРАБОТКУ

На качество деталей, подвергаемых химико-термической обработке, влияет подготовка деталей. Детали после обработки на металлорежущих станках должны быть тщательно промыты в горячем 3—5%-ном содовом растворе. Промывка необходима для удаления масляной пленки, образовавшейся при охлаждении в процессе резания, грязи и ржавчины. Масляная пленка, оставшаяся на детали, затрудняет контакт с углеродсодержащими, азотсодержащими и другими компонентами карбюризатора, что приводит к значительному снижению толщины насыщенного слоя (на 0,3—0,4 мм). Промытые детали должны быть просушены, так как влага, попадая в рабочее пространство печи, изменяет состав атмосферы (увеличивает содержание кислорода и двуокиси углерода), что приводит к замедлению процесса насыщения.

Детали после обработки на металлорежущих станках не должны иметь на обработанных поверхностях риск, заусенцев и острых кромок. Заусенцы и кромки прогреваются быстрее и подвергаются более интенсивному насыщению, что приводит к хрупкости слоя. Шлифовать следует термически обработанные детали, так как с уменьшением шероховатости поверхности скорость насыщения уменьшается.

§ 3. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О ЦЕМЕНТАЦИИ

Цементацией называется процесс поверхностного насыщения углеродом для получения требуемого распределения углерода по сечению детали, высокой твердости поверхностного слоя при высокой прочности сердцевинны детали, что достигается последующей термической обработкой после цементации.

Цементации подвергают разнообразные детали: зубчатые колеса, пальцы, валы, оси, рычаги, червяки, детали подшипников (крупногабаритные кольца и ролики), станков и приборов, работающие на истирание при больших давлениях и испытывающие

многократные циклические нагрузки. Толщина цементованного слоя определяется условиями работы деталей и в большинстве случаев составляет 0,5—1,5 мм.

На результат цементации влияют следующие факторы: 1) режим цементации (температура, время выдержки); 2) состав среды (карбюризатора), содержащей углерод; 3) режим последующей термической обработки (после цементации); 4) состав стали. Различают цементацию в твердом карбюризаторе, газовую (с подачей в печь газового или жидкого карбюризатора) и жидкостную (при нагреве в соляной ванне). Наиболее широкое применение имеет газовая цементация.

Цементация осуществляется при температурах 900—950° С и выше, т. е. нагрев стали проводится до аустенитного состояния (выше точки A_3), в связи с повышенной растворимостью углерода в γ -железе по сравнению с α -железом, несмотря на то, что скорость диффузии углерода в α -железо выше, чем в γ -железо. С повышением температуры цементации и увеличением времени выдержки увеличивается глубина цементованного слоя. Однако при возрастании температуры выше 900—950° С вместе с ускорением процесса происходит и рост зерна аустенита, что нежелательно.

Оптимальное содержание углерода на поверхности диффузионного слоя для обеспечения высоких прочностных показателей (предела прочности при изгибе, предела выносливости) деталей из цементованных сталей устанавливается 0,8—1,0%. При большем содержании углерода в слое может образоваться грубая цементитная сетка, что приводит к хрупкости слоя и снижает эксплуатационную надежность и долговечность деталей.

§ 4. ЦЕМЕНТУЕМЫЕ СТАЛИ

Для получения после цементации и последующей термической обработки высокой твердости поверхности и пластичной сердцевины детали изготавливают из низкоуглеродистых сталей, содержащих 0,1—0,2% С, с неупрочняемой сердцевиной — качественных конструкционных сталей 10, 15, 20, автоматных сталей А12, А20, сталей обыкновенного качества Ст3, Ст4. Углеродистые стали применяют для изготовления малонагруженных деталей, работающих в основном на износ, когда прочность сердцевины не влияет на эксплуатационные свойства детали.

При необходимости получения после цементации и последующей термической обработки более прочной сердцевины используют легированные цементуемые стали с содержанием углерода 0,1—0,3% (15Х, 20ХФ, 20ХГ, 18ХГТ, 25ХГТ, 20ХНМ, 12ХНЗА, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, 15ХГНТА, 15Х2ГН2ТА, 25Х2ГНТА, 15ХР, 20ХГР, 18ХСНРА, 15Х2Н2ТРА, 25ХНТЦ, 20ХГНТР и др.). Легированные цементуемые стали применяют для изготовления ответственных тяжело нагруженных крупных деталей. После закалки и низкого отпуска стали 15Х, 20ХФ,

16ХР имеют предел прочности $\sigma_b = 75 \div 90$ кгс/мм² (750—900 МН/м²) и предел текучести $\sigma_T = 60 \div 75$ кгс/мм² (600—750 МН/м²). Более высокими механическими свойствами $\sigma_b = 100 \div 130$ кгс/мм² (1000—1300 МН/м²) и $\sigma_T = 85 \div 110$ кгс/мм² (850—1100 МН/м²) обладают стали 18ХГТ, 12ХНЗА, 12Х2Н4А, 15Х2Н2ТА, 20ХГР, 15Х2Н2ТРА. Наибольшую прочность $\sigma_b = 140 \div 150$ кгс/мм² (1400—1500 МН/м²) и предел текучести $\sigma_T = 120 \div 135$ кгс/мм² (1200—1350 МН/м²) имеют стали 25ХГТ, 20Х2Н4А, 25Х2ГНТА с повышенным содержанием углерода (до 0,3% С). Получаемая после цементации и последующей термической обработки твердая и прочная сердцевина деталей из сталей с повышенным содержанием углерода предохраняет цементованный слой от продавливания при больших удельных нагрузках. Это позволяет снизить толщину цементованного слоя, т. е. сократить длительность цементации. Кроме того, преимуществом сталей с повышенным содержанием углерода является их большая прокаливаемость а также то, что после цементации и заковки получается меньшее количество остаточного аустенита в связи с более низкой температурой заковки и подстуживания. При выборе цементуемой стали необходимо учитывать ее прокаливаемость, склонность к перегреву, количество остаточного аустенита после заковки, склонность к деформации в процессе термической обработки, обрабатываемость резанием, стоимость и т. п. Легирующие элементы влияют на свойства цементуемой стали — увеличивают прокаливаемость, уменьшают склонность к росту зерна при нагреве, обеспечивают получение высоких механических свойств, но ухудшают обрабатываемость резанием.

Получили распространение цементуемые стали, легированные титаном, цирконием, бором. Титан и цирконий задерживают рост зерна аустенита, поэтому стали, легированные этими элементами, являются наследственно мелкозернистыми. Изготовленные из таких сталей детали закалывают непосредственно после выемки из газовой цементационной печи (с предварительным подстуживанием).

§ 5. СПОСОБЫ ЗАЩИТЫ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ОТ ЦЕМЕНТАЦИИ

По условиям эксплуатации часто цементовать нужно только часть детали; для предохранения отдельных мест деталей от проникновения цементующего газа применяют различные способы. Наилучший результат дает электролитическое покрытие медью, заключающееся в электролизе раствора, содержащего медь, с анодом из меди; катодом служит металл, который подлежит покрытию. В результате прохождения через электролит постоянного тока медь от анода переходит в раствор, а из раствора на катод. Толщина защитного слоя меди в пределах 25—70 мкм. С увеличением толщины цементованного слоя увеличивают толщину

медного покрытия. Слой должен быть без пузырей, плотным и не пористым. Места, подлежащие цементации, предварительно защищают лаком, а затем производят покрытие.

Для получения плотного, беспористого слоя используют метод «реверсивного» покрытия. Деталь покрывают слоем меди толщиной до 15 мкм, затем слой толщиной около 5 мкм снимают и снова покрывают слоем толщиной 15 мкм. После цементации защитный слой меди удаляют с поверхности электролитическим способом.

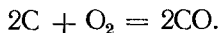
Кроме гальванического покрытия медью можно применять специальную изоляционную обмазку, состоящую из 70% однохлористой меди и 30% свинцового сурика, которые замешивают в спиртовом канифольном лаке до сметанообразного состояния. На места деталей, не подлежащие цементации, тонким слоем (0,5—1 мм) с помощью кисточки наносят обмазку. При нагреве однохлористая медь и свинцовый сурик восстанавливаются с образованием пленки медносвинцового сплава, не проницаемой для углерода. Можно применять также обмазку, состоящую из 50% талька, 25% белой глины и 25% воды. В смесь добавляют жидкое стекло и перемешивают до сметанообразного состояния.

Отверстия и внутренние полости детали можно забивать смесью кварцевого песка с окалиной (в соотношении 1 : 1) или смесью шамотного порошка и окалины (в соотношении 1 : 2). Смесью плотно набивают в отверстия, а концы забивают асбестовыми пробками. Местную защиту поверхностей от цементации можно обеспечить также припусками для снятия насыщенного слоя.

§ 6. ЦЕМЕНТАЦИЯ В ТВЕРДОМ КАРБЮРИЗАТОРЕ

Процесс цементации в твердом карбюризаторе заключается в следующем. Детали, упакованные в ящик вместе с карбюризатором (смесь древесного угля с активизатором), нагревают до температуры выше температуры в точке A_{c3} и в течение длительного времени выдерживают при этой температуре, затем охлаждают и подвергают термической обработке.

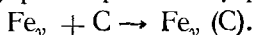
В цементационном ящике происходит соединение углерода с кислородом, находящимся в ящике, с образованием окиси углерода:



При контакте со стальными деталями окись углерода разлагается на двуокись углерода и атомарный углерод:



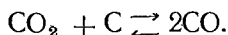
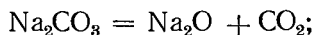
Атомарный углерод адсорбируется поверхностью детали и диффундирует в сталь, растворяясь в γ -фазе:



* Реакция обратима.

Если атомарный углерод образуется в большом количестве (больше, чем может продиффундировать в сталь), то он превращается в молекулярной и отлагается на поверхности детали в виде сажи.

Основной составной частью твердого карбюризатора является древесный уголь. Применяют также карбюризаторы на основе каменноугольного полукокса и торфяного кокса. Для активизации процесса цементации в состав карбюризатора вводят углекислые соли (карбонаты) BaCO_3 или Na_2CO_3 (в количестве 10—25%). При добавлении этих солей протекают реакции:



Углекислый барий обладает наибольшей устойчивостью и является неистощимым активизатором, так как образующийся BaO восстанавливается до BaCO_3 по реакции: $\text{BaO} + \text{CO}_2 = \text{BaCO}_3$. Углекислый натрий в начале процесса цементации действует энергично в связи с тем, что в начальной стадии цементации в ящике содержится до 50% CO и выше; далее содержание окиси углерода понижается и активность углекислого натрия постепенно ослабляется.

В качестве активизаторов вместо BaCO_3 и Na_2CO_3 могут быть применены карбоновые соли — ацетат натрия $(\text{CH}_3\text{COONa})$ в количестве 5—8% и ацетат бария $[\text{Ba}(\text{CH}_3\text{COO})_2]$ в количестве до 10%. При разложении этих солей образуется значительное количество метана. Более высокая активность карбюризатора с карбоновыми солями по сравнению с активностью карбюризатора с карбонатами объясняется образованием при разложении карбоновых солей ацетона $(\text{CH}_3)_2\text{CO}$, отличающегося большой реакционной способностью. Применение в качестве активизаторов ацетатов позволяет заменить часть древесного угля более теплопроводным и имеющим меньшую усадку каменноугольным полукоксом.

Карбюризаторы. Применяют карбюризаторы следующих составов: 1) древесный уголь (березовый); 20—25% BaCO_3 ; 3,5—5% CaCO_3 , $\leq 5\%$ вода; $\leq 10\%$ летучие вещества; 2) каменноугольный полукокс; 10—15% BaCO_3 ; 3,5% CaCO_3 , $\leq 6\%$ вода; вместо BaCO_3 можно использовать Na_2CO_3 .

Углекислый кальций (CaCO_3) добавляют для предотвращения спекания карбюризатора.

При использовании в качестве активизаторов ацетата натрия и ацетата бария рекомендуются следующие составы карбюризаторов: 1) 90—95% полукокса; 5—10% ацетата бария; 2) 78—80% полукокса, 10—15% древесного угля; 5—10% ацетата бария.

Свежеприготовленный карбюризатор действует слишком активно. Для цементации пользуются смесью, состоящей из 20—

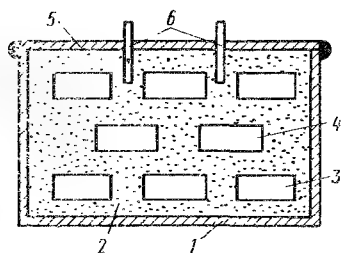


Рис. 90. Ящик для цементации с упакованными деталями

50% свежего и 50—80% отработавшего карбюризатора. В такой смеси содержится 5—7% BaCO_3 , что является вполне достаточным. Увеличение количества активизатора уже не влияет на ускорение цементации.

Применяемый в качестве основной составной части карбюризатора древесный уголь должен быть прочным, определенной зернистости (4—10 мм в поперечнике). При меньшей зернистости древесного угля нарушается циркуляция газов в це-

ментационных ящиках; при большей — уменьшается общая поверхность карбюризатора, что понижает активность процесса. Карбюризатор должен сохранять достаточную прочность, не дробиться и не образовывать пыли, содержать незначительное количество вредных примесей (зола, серы и др.) и давать минимальную усадку при температурах цементации. Сера (при содержании более 0,1%) диффундирует в металл и разъедает поверхность. Карбюризатор должен быть сухим (влажность не более 5—6%), так как вода, испаряясь при температурах цементации, влияет на состав газовой среды и замедляет процесс.

Технология цементации. Конструкция цементационных ящиков оказывает большое влияние на продолжительность процесса цементации и качество цементуемых деталей. К цементационному ящику предъявляются следующие требования: 1) форма ящика должна приближаться к форме цементуемых деталей; 2) должен быть обеспечен наиболее быстрый прогрев деталей; 3) рабочее пространство печи должно использоваться эффективно. Для цементации применяют прямоугольные ящики (наибольшие размеры ящика 250×500×300 мм). Ящики изготовляют из стали, чугуна и жаростойких сплавов; стойкость сварных ящиков до 150—200 ч, литых (стальных и чугунных) — 250—500 ч, из жаростойких сплавов — 4000—6000 ч. С целью повышения стойкости цементационные ящики целесообразно подвергать алитированию. Упаковка деталей в цементационный ящик производится следующим образом (рис. 90).

На дно ящика 1 насыпают слой карбюризатора 2 толщиной 30—40 мм; на него укладывают первый ряд деталей 3. Расстояние между деталями и между деталями и стеной ящика 20—25 мм. На первый ряд деталей насыпают слой карбюризатора толщиной 20—25 мм, укладывают следующий ряд деталей 4, снова засыпают карбюризатором, и так до полного заполнения ящика. Верхний ряд деталей засыпают слоем карбюризатора толщиной 20—35 мм. При упаковке деталей карбюризатор плотно утрамбовывают. Сверху укладывают лист асбеста, ящик закрывают крышкой 5 и обмазывают глиной. Через отверстия, имеющиеся в крышке,

в ящик вставляют два указателя 6, служащие для контроля цементации.

Ящики с упакованными в них деталями сушат на воздухе и затем устанавливают в печь, нагретую до температуры цементации (900—950° С); при этом температура печи снижается. При температуре 780—800° С следует проводить сквозной прогрев ящиков, что обеспечивает более равномерную цементацию. Затем температуру быстро повышают до 900—950° С и выдерживают в зависимости от требуемой толщины слоя: при толщине слоя до 1 мм скорость цементации составляет 0,15 мм/ч; при толщине слоя более 1 мм—0,1 мм/ч.

Ниже приведены данные, характеризующие зависимость толщины слоя от продолжительности выдержки при температуре цементации 920—930° С:

Толщина слоя, мм	Продолжительность, ч
0,4—0,7	4—5
0,6—0,9	5,5—6,5
0,8—1,2	6,5—10
1,0—1,4	8—11,5
1,4—1,8	11,5—16
2,0—2,4	19—24

После окончания цементации ящики вынимают из печи и охлаждают на воздухе до температуры не выше 100° С; затем ящики разбирают.

§ 7. ЦЕМЕНТАЦИЯ ПАСТАМИ

Применение карбюризаторов в виде паст специального состава значительно ускоряет процесс цементации (по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе), а также повышает использование объема печи. В состав паст входит сажа (газовая) или древесно-угольная пыль, углекислый натрий, желтая кровяная соль, декстрин. Составы некоторых паст приведены в табл. 10.

Приготовленную смесь в виде порошка разводят раствором канцелярского клея в воде или керосином до сметанообразного

Т а б л и ц а 10
Составы паст для цементации, %

Сажа	Na_2CO_3 или BaCO_3	Щавелево-кислый натрий	Остальное	Разжижители
30—60	20—40	5—10	10—15% желтой кровяной соли	Канцелярский клей
50	40	10	—	То же
30	10	—	20% декстрина. 40% мазута	Керосин

состояния. Пасту наносят на деталь при погружении в нее детали (или только цементуемой части) или намазывают на цементуемый участок детали кистью (лопаточкой). Толщина слоя пасты 3—4 мм (для получения цементованного слоя 1—1,5 мм). Детали с нанесенным и затвердевшим слоем пасты укладывают вплотную в цементационный ящик. Температура цементации пастой 920—930° С, скорость цементации 0,6—1 мм/ч (с момента достижения пчью температуры цементации). После цементации детали закаляют из ящика или охлаждают на воздухе и затем закаляют. Цементация пастами целесообразна при малом масштабе и большой номенклатуре производства.

§ 8. ГАЗОВАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ГАЗОВОГО КАРБЮРИЗАТОРА

Впервые процесс газовой цементации был предложен и практически применен П. П. Аносовым еще в тридцатых годах прошлого века. Газовая цементация является основным, наиболее совершенным процессом химико-термической обработки как для серийного, так и для массового производства и имеет преимущества по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе: 1) значительно сокращается длительность процесса, что достигается благодаря более быстрому прогреванию деталей (до температуры, когда начинается насыщение углеродом) и лучшим условиям контакта углерода с деталями; 2) возрастает пропускная способность оборудования, растет производительность труда; 3) улучшаются условия труда, появляется возможность автоматизации управления процессом; 4) появляется возможность непосредственной заковки деталей с цементационного нагрева.

При газовой цементации детали находятся в постоянном контакте с газами, содержащими углерод, которые при высокой температуре диссоциируют с выделением атомарного углерода. В состав цементующего газа входят: окись углерода (CO), предельные углеводороды (C_nH_{2n+2}), непредельные углеводороды (C_nH_{2n}), азот (N_2), водород (H_2), кислород (O_2) и водяной пар. Окись углерода, предельные и непредельные углеводороды являются науглежывающими компонентами газа.

Атомарный углерод образуется по следующим реакциям:

для окиси углерода $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$;

для предельных углеводородов (метан CH_4 , этан C_2H_6 и др.) $C_nH_{2n+2} \rightleftharpoons nC + (n+1)H_2$;

для непредельных углеводородов (метилен CH_2 , этилен C_2H_4 и др.) $C_nH_{2n} \rightleftharpoons nC + nH_2$.

Наибольшее влияние на процесс газовой цементации оказывает метан, разлагающийся при нагреве выше 700° С по реакции: $CH_4 \rightarrow C + 2H_2$.

Непредельные углеводороды при нагреве выше 700° С в присутствии водорода разлагаются с образованием метана, например, этилен разлагается по реакции: $C_2H_4 + 2H_2 \rightarrow 2CH_4$.

**Средние значения скорости (мм/ч) газовой цементации
при различных температурах**

Толщина слоя, мм	Температура, °С				
	900	925	950	975	1000
До 0,5	0,45	0,55	0,75	—	—
Св. 0,5 до 1,0	0,30	0,40	0,55	0,75	0,95
» 1,0 » 1,5	0,20	0,30	0,40	0,55	0,75
» 1,5 » 2,0	0,15	0,20	0,25	0,35	0,55
» 2,0 » 2,5	0,12	0,15	0,20	0,25	0,40

При этом образуется большое количество плотной смолистой сажи, препятствующей процессу цементации. Поэтому в составе цементующего газа должно быть по возможности меньше непредельных углеводородов, а также кислорода и двуокиси углерода, окисляющих сталь.

На процесс газовой цементации влияет температура, состав и количество (скорость) подаваемого газа. С повышением температуры цементации толщина цементованного слоя значительно возрастает (табл. 11). С увеличением расхода газа повышается концентрация углерода в поверхностном слое и увеличивается толщина слоя (рис. 91). Газовая цементация может проводиться природным газом и искусственно приготовленными газовыми карбюризаторами.

Режим подачи карбюризаторов. Применяют обычный и ступенчатый режимы подачи карбюризатора.

При обычном режиме с постоянной подачей после достижения в печи заданной температуры устанавливается оптимальный расход карбюризатора, предусмотренный технологическим процессом, который зависит от температуры печи (чем выше температура, тем больше должна быть подача карбюризатора), величины цементуемой поверхности, типа, размера и герметичности печи, вида карбюризатора и т. д., поэтому оптимальный расход карбюризатора определить трудно. Незначительное изменение расхода карбюри-

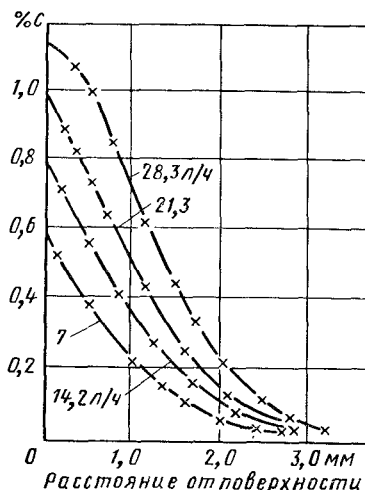


Рис. 91. Распределение углерода по толщине слоя после цементации при 950°С в продолжение 20 ч при различных расходах газа

затора отражается на результатах цементации: при пониженной подаче получается неглубокий цементованный слой с недостаточным содержанием углерода; при повышенной выделяется сажа (при цементации активным карбюризатором), снижается качество цементованного слоя в связи с образованием цементитной сетки.

При ступенчатом режиме подачи карбюризатора в начале производится интенсивная подача активного карбюризатора. В этот период цементации происходит пересыщение поверхностного слоя стали углеродом (1,1—1,3%). Следующий период осуществляется в слабой по активности цементующей среде (состав печной атмосферы подбирают таким образом, чтобы предупредить возможность обезуглероживания поверхности цементуемой детали). В этот период цементации происходит диффузия углерода в глубь металла, концентрация углерода по толщине слоя выравнивается (на поверхности 0,8—1,0%) и увеличивается толщина слоя. При этом сокращается общая продолжительность процесса. Ступенчатый режим цементации может проводиться в печах периодического и непрерывного действия жидким или газообразным карбюризатором. Для печей периодического действия, например шахтных, длительность первого периода составляет $\frac{2}{3}$, а второго $\frac{1}{3}$ цикла насыщения. Если цементация проводится в методических печах непрерывного действия, то подача соответствующего карбюризатора проводится по зонам: примерно на $\frac{2}{3}$ длины печи (считая от загрузочной камеры) подается активный карбюризатор, а в остальную часть печи подается менее активный карбюризатор.

Правильный выбор длительности первого и второго периодов насыщения позволяет сократить время насыщения при цементации в 1,5—2,0 раза по сравнению с обычным режимом с постоянной подачей карбюризатора, поэтому ступенчатые циклы насыщения широко применяют при газовой цементации. Недостатком цементации с регулированием подачи карбюризатора является возможность обезуглероживания поверхности деталей при снижении активности цементующей среды, что приводит к снижению прочности. Для предотвращения обезуглероживания необходимо строго регулировать состав печной атмосферы (цементующей активности среды) во втором периоде насыщения, когда снижается суммарная концентрация углерода в слое.

Цементация стали природным газом. Природный газ является распространенным карбюризатором для газовой цементации. Преимуществами природного газа по сравнению с другими карбюризаторами является его активность, дешевизна, постоянство химического состава. Природный газ содержит большое количество метана (77—97%). В связи с малым содержанием других углеводородов и окиси углерода природный газ можно применять для цементации как в состоянии поставки (из газовой сети), так и в крекированном виде.

Природный газ не позволяет регулировать степень насыщения стали по углеродному потенциалу, поэтому при его использовании трудно получить заданную концентрацию углерода в цементованном слое. В этом случае для насыщения углеродом поверхностных слоев детали в нужных пределах в атмосфере цементационной печи необходимо поддерживать определенную концентрацию цементующего элемента, что достигается изменением скорости подачи (расхода) газа. Оптимальный расход зависит от ряда факторов (объем печи, состав газа и др.). При таком методе регулирования содержания углерода в слое необходимо контролировать дозировку природного газа для уменьшения образования налета сажи на поверхности деталей.

Природный газ нельзя считать оптимальной цементующей средой, так как при цементации природным газом трудно обеспечить получение высокого качества цементованных деталей в связи с интенсивным саже- и коксообразованием. Поэтому в современном машиностроении в качестве цементующего газа широко применяют эндотермическую атмосферу (эндогаз), получаемую путем неполного сжигания углеводородных газов.

Эндотермическая атмосфера содержит мало метана, а поэтому обладает слабой науглероживающей способностью. Для того чтобы повысить цементующую способность эндотермической атмосферы, к ней добавляют 8—12% природного газа (при цементации в безмуфельных агрегатах оптимальное количество природного газа составляет 5%).

Применение эндотермической атмосферы в качестве газового карбюризатора обеспечило возможность автоматического регулирования степени насыщения по углеродному потенциалу, что позволило механизировать и автоматизировать процесс цементации и последующей термической обработки.

Автоматизация основных параметров цементации (температуры, длительности процесса и активности печной атмосферы) обеспечивает получение оптимального содержания углерода в цементованном слое, толщины слоя, микроструктуры и твердости (слоя и сердцевины). Были разработаны и внедрены безмуфельные агрегаты, в которых автоматически контролируется углеродный потенциал в различных зонах печи, возможны непосредственная закалка деталей (с подстуживанием) после цементации и использование ступенчатых циклов насыщения для сокращения длительности цементации, что повысило технико-экономические показатели процесса цементации.

Регулирование углеродного потенциала. Долговечность деталей машин и механизмов предопределяется состоянием поверхностных слоев, в которых концентрируются наибольшие напряжения. Для обеспечения высоких механических свойств необходимо строго регламентировать концентрацию углерода в поверхностном слое, а также величину диффузионного слоя и распределение углерода по глубине слоя.

Получение заданного распределения углерода в диффузионном слое возможно лишь при проведении процессов со строгим регулированием температуры, времени и концентрации углерода на поверхности детали. Возможность регулирования степени насыщения при газовой цементации связана с зависимостью концентрации углерода на поверхности деталей от состава печной атмосферы и стабильностью этой зависимости во времени. Следовательно, для получения заданного содержания углерода в поверхностном слое детали необходимо поддерживать в печи атмосферу определенного состава.

Применяют методы прямого и косвенного контроля состава газовой атмосферы. Прямой метод контроля предусматривает установку в рабочем пространстве печи датчика у деталей. При воздействии печной атмосферы на датчик в результате науглероживания или обезуглероживания меняется его электрическое сопротивление и подается сигнал на клапан, который изменяет соотношение эндогаза и природного газа, подаваемых в печное пространство. Более широко применяют в промышленности косвенный метод контроля, при котором производят анализ печной атмосферы на содержание одного из компонентов и изменяют состав и количество подаваемых газов.

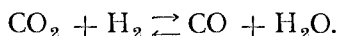
В состав контролируемых атмосфер входят в различных соотношениях окись углерода, двуокись углерода, азот, водяной пар, метан и водород.

Для регулирования содержания углерода в стали необходимо выбрать компонент, определяющий содержание углерода. Содержание углерода в стали зависит от содержания одного из компонентов газовой среды при следующих условиях:

1) двухфазном состоянии системы — газ и сталь в однофазном состоянии (регулирование концентрации углерода по содержанию компонентов в газовой атмосфере возможно лишь при температуре, соответствующей аустенитному состоянию); 2) постоянстве температуры и давления; 3) наличии в газовой атмосфере двух постоянных компонентов.

Основные компоненты эндотермической нейтральной атмосферы — окись углерода, водород, азот. Содержание окиси углерода и водорода в науглероживающих атмосферах с применением эндогаза велико по сравнению с содержанием двуокиси углерода, водяного пара и метана, и практически содержание окиси углерода и водорода принято постоянным. Поэтому можно считать, что существует зависимость между содержанием двуокиси углерода, водяного пара и метана в печной атмосфере и содержанием углерода в стали. Так как двуокись углерода и водяной пар являются обезуглероживающими составляющими и понижают науглероживающую способность эндотермической атмосферы, то, меняя их содержание, можно получить атмосферу такого состава, с которой сталь в процессе цементации будет находиться в равновесии.

Концентрация водяного пара и двуокиси углерода в эндогазе определяется реакцией равновесия:



Эта реакция протекает в эндотермическом генераторе и в рабочем пространстве печи, так как эндогаз является основным наполнителем рабочего пространства печи при цементации. Поэтому практически регулируют углеродный потенциал атмосферы по содержанию двуокиси углерода и водяного пара.

Изменение углеродного потенциала атмосферы в зависимости от содержания двуокиси углерода и водяного пара (при температуре 925° С) приведено в табл. 12.

Кривые равновесия между содержанием углерода в стали и составом газовой атмосферы строят в координатах (при 20% CO и 40% H₂) «% H₂O (температура в точке росы атмосферы) — содержание углерода в стали» или «% CO₂ — содержание углерода в стали».

Кривые равновесия эндотермической атмосферы с углеродистыми и низколегированными сталями приведены на рис. 92. Незначительное изменение содержания двуокиси углерода (на 0,1%) резко изменяет углеродный потенциал атмосферы. Поэтому при регулировании углеродного потенциала атмосферы по двуокиси углерода необходимо применять газоанализаторы с точностью измерения 0,01%. Колебания температуры в точке росы на 1° С незначительно изменяет содержание влаги в газовой атмосфере, а следовательно, и углеродный потенциал (в пределах 0,03—0,04%). В то же время приборы легко регистрируют изменение температуры в точке росы даже на 0,5° С.

Метод регулирования состава газовой атмосферы при цементации по температуре точки росы широко применяют в промышленности, так как он обеспечивает высокую точность и надежность. Схема регулирования углеродного потенциала в процессах

Т а б л и ц а 12

Зависимость углеродного потенциала от содержания двуокиси углерода и водяного пара в эндотермическом газе

Углеродный потенциал, % С	Содержание, %		Температура в точке росы, °С
	CO ₂	H ₂ O	
0,9	0,1	0,26	—9,5
0,5	0,2	0,56	—1,0
0,35	0,3	0,87	+6,0

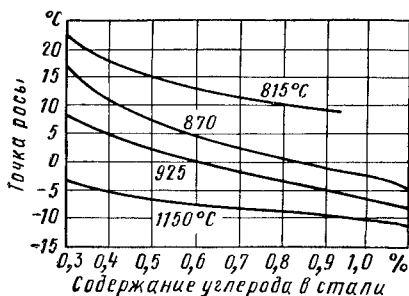


Рис. 92. Кривые равновесия между эндотермической атмосферой и сталью с разным содержанием углерода

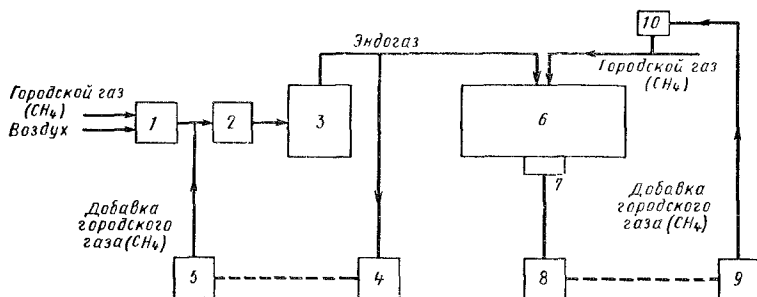


Рис. 93. Схема автоматического регулирования состава печной атмосферы на заданный углеродный потенциал в процессах насыщения (при цементации):

1 — регулятор соотношения; 2 — смеситель; 3 — эндотермический генератор; 4 — газоанализатор (по H_2O); 5 — исполнительный механизм; 6 — печь; 7 — газоотборник; 8 — газоанализатор (по H_2O или CO_2); 9 — исполнительный механизм; 10 — клапан

насыщения (при цементации) приведена на рис. 93. В процессе насыщения количество диффундирующего углерода изменяется по времени, поэтому при постоянном расходе атмосферы изменяется содержание двуокиси углерода, водяного пара и метана. Регулирование заключается в повышении углеродного потенциала печной атмосферы. Для этого устанавливают постоянную скорость подачи эндогаза в рабочее пространство печи (контроль и регулирование состава эндогаза осуществляется автоматически с помощью газоанализатора изменением соотношения газ - воздух). Одновременно в печь подают с постоянной скоростью природный газ. Заданное значение углеродного потенциала печной атмосферы поддерживается автоматически добавкой в печь природного газа через клапан. Схема предусматривает возможность подачи сигнала на клапан 10 от любого газоанализатора (на H_2O или CO_2).

Для создания заданного углеродного потенциала печной атмосферы необходимы: 1) постоянство состава и расхода эндогаза, выходящего из генератора и подаваемого в печь; 2) контроль состояния трубопроводов, фильтров и газоприготовительной установки; 3) корректировка состава газовой среды при изменении размеров деталей, их количества, марок обрабатываемых сталей; 4) создание изолированной зоны (камеры) для регулирования углеродного потенциала.

При ступенчатых циклах насыщения углеродный потенциал печной атмосферы регулируют по содержанию в ней двуокиси углерода или водяного пара во втором периоде (при пониженном углеродном потенциале атмосферы). При цементации в безмуфельных агрегатах непрерывного действия и в методических печах в первые зоны подается эндотермическая атмосфера с добавкой метана, а в последние зоны (около 35% общей длины) — только эндотермическая атмосфера.

§ 9. ГАЗОВАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЖИДКОГО КАРБЮРИЗАТОРА

При газовой цементации используют и жидкий карбюризатор, который подают в рабочее пространство печи. При высокой температуре происходит разложение (пиролиз) жидкого карбюризатора, в результате чего образуется цементующий газ.

В качестве жидкого карбюризатора применяют бензол, пиробензол, керосин, синтин¹. Качество карбюризатора характеризуется количеством газа, сажи и кокса, образующихся при цементации, и цементующей способностью карбюризатора.

Сажа и кокс засоряют газопроводы, снижают срок службы нагревательных элементов печей и препятствуют процессу насыщения. При применении бензола на поверхности детали появляются плотные осадки сажи и кокса, что значительно снижает скорость цементации. При использовании пиробензола меньше выделяется сажи и кокса, а содержание метана в печной атмосфере возрастает в 2—2,5 раза. Для цементации применяют осветительный керосин в связи с низкой стоимостью и небольшим отложением сажи и кокса. Скорость цементации при применении синтина повышается на 15—20 % (по сравнению с пиробензолом и керосином), и на 50 % понижается выделение сажи и кокса.

Наибольшее количество газа (0,8 л из 1 см³) образуется при разложении синтина, затем керосина (0,7 л), пиробензола (0,6 л) и бензола (0,4 л). Пиробензол хотя и лучше бензола, но он дорогой и дефицитный продукт. Наибольшей цементующей способностью обладает синтин. При цементации бензолом образуется неглубокий слой с пониженной концентрацией углерода. Положительные свойства синтина объясняются тем, что в нем содержится до 90 % предельных углеводородов. В других карбюризаторах содержится большое количество непредельных углеводородов.

Газовая цементация жидкими карбюризаторами производится в шахтных и методических печах. В шахтных печах жидкий карбюризатор подается каплями, а имеющийся вентилятор создает движение газового потока, и цементация протекает равномерно. При подаче жидкого карбюризатора в муфель методической печи капельным способом на поверхности деталей откладывается сажа. Для уменьшения сажеобразования карбюризатор подают топливным насосом через форсунки в распыленном состоянии. Оптимальный расход синтина составляет 1,6—1,8 л/ч, керосина 1—2 л/ч, пиробензола 1,8—2 л/ч. При использовании жидкого карбюризатора эффективно применять комбинированный цикл насыщения для получения на поверхности цементованного слоя содержания углерода в пределах 0,8—1 %.

¹ Синтин получают из окиси углерода и водорода, образующихся при переработке твердого топлива.

§ 10. ЦЕМЕНТАЦИЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Высокохромистые стали 12X13, 20X13, 30X13, 12X17, 14X17H2, 95X18 подвергают цементации для повышения сопротивления абразивному износу. Для получения слоя требуемой толщины (0,7—1,5 мм) детали из этих сталей (кроме стали 95X18) подвергают газовой цементации при температуре 950—1050° С. Цементацию деталей из стали 95X18 осуществляют при температуре 1100° С с получением слоя толщиной 1,5—2 мм за 10—12 ч. Для стали 14X17H2 слой толщиной 0,7—0,8 мм получают за 8 ч (с момента достижения печью заданной температуры) при 950° С; за 3 ч при 1000° С и за 2 ч при 1050° С.

Для удаления оксидных пленок, препятствующих насыщению, детали перед цементацией обезжиривают и подвергают травлению. С целью исключения операции предварительного травления можно помещать в печь хлористый аммоний. Содержание углерода в поверхностной зоне цементованного слоя деталей из этих сталей достигает 3—3,5%; при этом в слое образуется большое количество карбидов типа Cr_7C_3 (в твердом растворе 0,6—0,8% С). Содержание углерода резко уменьшается по мере удаления от поверхности (1,8% С на глубине 0,4 мм). Если после цементации осуществляется обработка на металлорежущих станках, то цементованные детали отпускают при 670° С с охлаждением на воздухе. После цементации детали подвергают закалке, обработке холодом и отпуску. Температура закалки 1000—1050° С. Обработка холодом проводится при температуре —70° С в течение 2 ч с целью устранения в цементованном слое остаточного аустенита (после

закалки в слое содержится до 45% остаточного аустенита). Твердость повышается до *HRC* 64—65, отпуск проводится при 160—180° С. Для увеличения глубины активной зоны слоя (с твердостью не менее *HRC* 58) рекомендуется отпуск при 500° С, но при этом снижается твердость сердцевины. Для сталей 30X13 и 95X18 можно проводить непосредственную закалку из цементационной печи с предварительным подстуживанием до 950° С; после закалки — обработка холодом и отпуск при 160—180° С. После цементации и последующей термической обработки значительно повышается износостойкость сталей. Например, стойкость прессформ, изготовленных из стали 12X13, в 10 раз выше стойкости

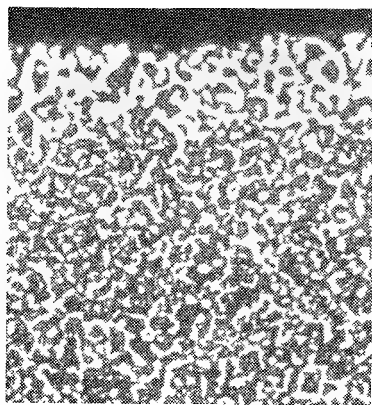


Рис. 94. Микроструктура цементованного слоя стали 30X13. Мартенсит и карбиды; $\times 500$ (цементация при 1050° С, непосредственная закалка с подстуживанием до 950° С, отпуск при 180° С)

пресс-форм из цементованной стали 10. Цементация нержавеющей сталей не ухудшает их сопротивления коррозии (в пресной и морской воде, керосине). Микроструктура цементованной стали 30X13 приведена на рис. 94.

§ 11. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЦЕМЕНТОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ

В результате длительной выдержки при высокой температуре цементации происходит перегрев, сопровождающийся ростом зерна. Для устранения перегрева, получения высокой твердости цементованного слоя ($HRC > 58$), высоких механических свойств сердцевины и получения в поверхностном слое структуры мартенсита детали после цементации подвергают термической обработке. Поверхностный слой деталей науглероживается от 0,8 до 1% С, а в сердцевине остается 0,1—0,3% С. Поэтому для получения нужной структуры и свойств поверхностного слоя и сердцевины в сталях, у которых точка A_{c3} располагается при высоких температурах, необходима двойная термическая обработка (рис. 95, а): первая закалка (или нормализация) от 850—900° С; вторая закалка от 780—800° С; отпуск при 150—200° С.

В результате первой закалки или нормализации (от температуры 850—900° С) улучшается структура низкоуглеродистой сердцевины (перекристаллизация) и устраняется цементитная сетка поверхностного слоя (если она образовалась при цементации). Но для науглероженного поверхностного слоя температура 850—900° С является слишком высокой и поэтому не устраняет перегрева. Вторая закалка от 780—800° С является нормальной закалкой для науглероженного слоя — устраняется перегрев и достигается высокая твердость слоя. Отпуск при 150—200° С проводится для снятия части внутренних напряжений.

После такого режима термической обработки структура поверхностного слоя — мелкоигольчатый мартенсит с равномерно распределенными карбидами и небольшое количество остаточного аустенита, а в сердцевине — мелкозернистый феррит и перлит (для углеродистой стали) или низкоуглеродистый мартенсит и феррит (для легированной стали). Двойная термическая обработка — сложный технологический процесс, и

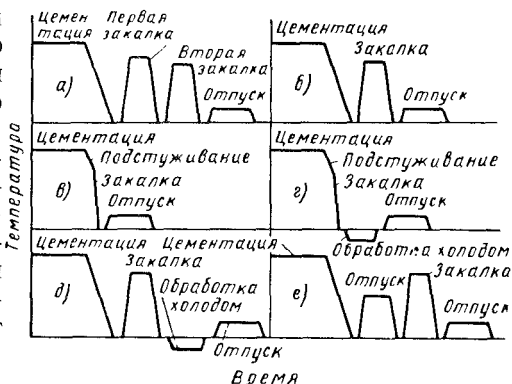


Рис. 95. Схема режимов термической обработки цементованных деталей

поэтому она применяется только при особых требованиях к цементованным деталям.

Наиболее распространенной термической обработкой цементованных деталей является одинарная закалка от температуры 780—850° С с последующим отпуском при 150—200° С (рис. 95, б). При такой закалке происходит полная перекристаллизация в поверхностном слое и частичная в сердцевине.

При газовой цементации деталей из наследственно-мелкозернистой стали с зерном № 6—8 (например, сталь 18ХГТ) широкое распространение получила непосредственная закалка из цементационной печи; этот способ является наиболее простым и экономичным. Непосредственная закалка от температуры цементации приводит к большому короблению (с повышением температуры закалики коробление увеличивается) и сохранению большого количества остаточного аустенита (в легированных цементуемых сталях) — структурной составляющей с низкой твердостью (получается недостаточная твердость).

Для уменьшения коробления и получения меньшего количества остаточного аустенита детали после цементации подстуживают, т. е. охлаждают перед закалкой до более низких температур. При достижении температуры в точке A_{r3} в сердцевине начинается распад аустенита с образованием феррита, что приводит к снижению механических свойств сердцевины. Поэтому для получения высоких механических свойств сердцевины температура подстуживания не должна быть ниже температуры в точке A_{r3} . В зависимости от марки цементуемой стали температура подстуживания колеблется в пределах 780—840° С. После непосредственной закалики с подстуживанием проводится низкий отпуск (рис. 95, в). После такого режима обработки в цементованном слое легированной стали образуется структура мартенсита с карбидами и остаточного аустенита, а микроструктура сердцевины — низкоуглеродистый мартенсит, бейнит, троостит или сорбит (в зависимости от размера детали) с твердостью (в зависимости от марки стали) $HRC\ 30—45$.

Непосредственная закалка из газовой цементационной печи с предварительным подстуживанием имеет ряд преимуществ перед обычным процессом: нет окисления и обезуглероживания поверхностных слоев, меньше коробление, снижается стоимость термической обработки, облегчается совмещение всех операций в одном агрегате и механизация (автоматизация) всех процессов (цементации, закалики, отпуска).

Для уменьшения в цементованном слое количества остаточного аустенита рекомендуется обработка холодом после непосредственной закалики из газовой цементационной печи с подстуживанием (рис. 95, г) или после закалики при обычном режиме (рис. 95, д). Для уменьшения количества остаточного аустенита в цементованном слое среднелегированной стали (например, 20Х2Н4А, 18Х2Н4ВА и др.) рекомендуется перед закалкой про-

водить высокий отпуск при 600—640° С (рис. 95, е) для распада остаточного аустенита цементованного слоя.

С целью уменьшения при закалке коробления цементованных деталей применяют также следующие способы: закалку в горячем масле при температуре 160—180° С (для деталей из легированных сталей); закалку в штампах (для сложных деталей, например, зубчатых колес).

Если цементованный слой работает в условиях больших давлений (тяжелонагруженные зубчатые колеса и др.), то большое значение имеет твердость и прочность сердцевины. При мягкой сердцевине (углеродистая сталь) происходит продавливание цементованного слоя, появляются трещины: этого не происходит при твердой сердцевине (легированная сталь).

§ 12. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЦЕМЕНТАЦИЯ

Повышение температуры (до 1000—1050° С) является эффективным средством интенсификации процесса цементации. С повышением температуры цементации увеличивается скорость диффузии углерода в аустените и значительно возрастает толщина слоя при одинаковой выдержке (рис. 96), углерод распределяется по глубине слоя более равномерно, а толщина эвтектоидной зоны увеличивается.

Повышение температуры цементации увеличивает растворимость углерода в аустените, не вызывая пересыщения цементованного слоя углеродом. Это объясняется тем, что скорость диффузии растет быстрее, чем скорость поверхностной адсорбции углерода, поэтому и получается более благоприятное распределение углерода в слое. Однако повышение температуры цементации может ухудшить механические свойства в связи с ростом зерна аустенита. Повышение температуры нагрева (цементации) по-разному влияет на рост зерна аустенита различных сталей.

В промышленности применяют стали, легированные титаном, молибденом и другими элементами, образующими труднорастворимые карбиды, которые задерживают рост зерна аустенита до определенных температур (например, в сталях 18ХГТ, 30ХГТ — до 1050—1100° С). В углеродистых сталях зерно аустенита увеличивается не только при высоких, но и при обычных температурах цементации. Заметной разницы в величине зерна при обычной и высокотемпературной цементации нет. Рост зерна при высокотемпературной цементации не превышает

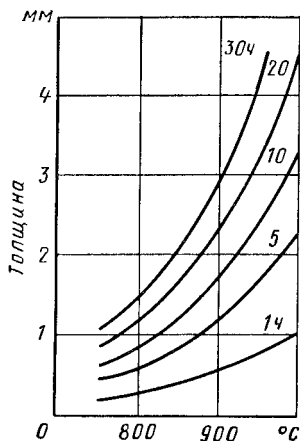


Рис. 96. Влияние температуры на толщину цементованного слоя

роста зерна в результате длительной выдержки при обычной цементации. Кроме того, при высоких температурах механические свойства стали не только не понижаются, но даже несколько повышаются, что связано с лучшей гомогенизацией твердого раствора. При высокотемпературной цементации увеличивается коробление деталей. Это следует учитывать при обработке деталей, склонных к значительному короблению.

Высокотемпературная цементация проводится как в твердом карбюризаторе, так и в газовом. При цементации в твердом карбюризаторе рекомендуется повышать температуру до 980°C . По сравнению с обычной цементацией время процесса сокращается на 40—50%. Газовая цементация при 1000°C сокращает время процесса в 2 раза, а при 1050°C — в 3 раза по сравнению с цементацией при 930°C . Для высокотемпературной цементации, учитывая высокую температуру нагрева (1050 — 1100°C), применяют безмуфельные печи со специальными нагревателями и футеровкой. Однако недостаточный срок работы оборудования ограничивает широкое применение высокотемпературной цементации в промышленности, хотя имеется положительный опыт работы по освоению высокотемпературной цементации на отечественных заводах и за рубежом.

§ 13. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ

Надежность и долговечность деталей определяется глубиной и структурой цементованного слоя, степенью насыщения и распределением углерода в слое, а также структурой и прочностью сердцевины. Показатели прочности цементованной стали зависят прежде всего от содержания углерода в слое. Оптимальное содержание углерода в поверхностной зоне цементованного слоя для большинства сталей 0,8—1,0%. Содержание углерода менее 0,8% не обеспечивает получения высокой твердости и износостойкости. При содержании углерода более 1% повышается износостойкость, но значительно снижаются предел прочности при изгибе, предел выносливости, ударная вязкость и сопротивление хрупкому разрушению. С повышением содержания углерода увеличивается количество остаточного аустенита в цементованном слое.

В цементованной детали содержание углерода уменьшается от поверхности к центру. В соответствии с таким изменением химического состава получается и распределение структурных составляющих. Микроструктура цементованной углеродистой стали приведена на рис. 97. На поверхности образуется заэвтектоидная зона (перлит и цементит), далее располагается эвтектоидная зона (перлит) и затем при переходе к сердцевине — переходная доэвтектоидная зона (феррит и перлит). В переходной зоне чем ближе к сердцевине, тем меньше становится перлита и больше

феррита. Необходимо, чтобы содержание углерода в цементованном слое понижалось постепенно от поверхности к сердцевине. Резкий переход цементованного слоя к сердцевине приводит к возникновению значительных растягивающих напряжений, что вызывает отслаивание закаленного цементованного слоя. Прочность детали зависит и от толщины цементованного слоя. При недостаточной толщине слоя происходит продавливание и растрескивание, при излишней толщине уменьшается вязкость и снижается предел выносливости.

Толщина цементованного слоя определяется размерами детали, условиями ее работы, содержанием углерода и легирующих элементов в стали. После цементации и последующей термической обработки требуемая структура цементованного слоя (на глубине 0,2 мм) — мелкоигльчатый мартенсит (углеродистая сталь) или мелкоигльчатый мартенсит с включениями дисперсных карбидов (легированная сталь) (рис. 98, а). Наличие в цементованном слое структурно свободных карбидов в виде сетки приводит при шлифовании к получению трещин (из-за хрупкости слоя). Кроме того, крупные включения карбидов, выходя на поверхность, могут выкрашиваться в процессе работы. Если детали работают при больших знакопеременных давлениях, в структуре цементованного слоя недопустимо наличие большого количества остаточного аустенита, который превращается в неотпущенный мартенсит, имеющий большую хрупкость. Присутствие больших количеств остаточного аустенита (более 10—15%) приводит к усталостному разрушению слоя.

Повышенное содержание остаточного аустенита (до 25%) допустимо только в цементованном слое деталей, работающих при постоянном давлении без знакопеременных нагрузок. Твер-



Рис. 97. Схема микроструктуры цементованной стали

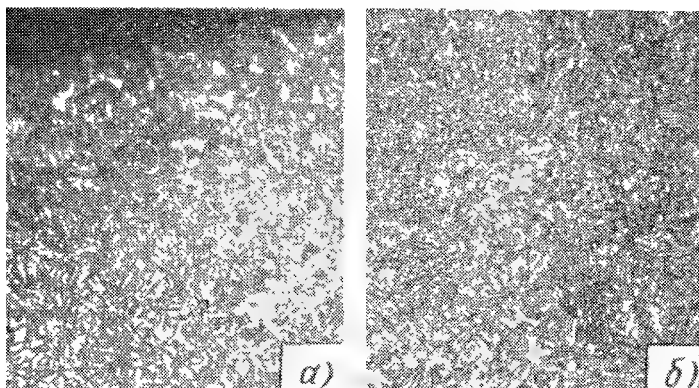


Рис. 98. Микроструктура цементованной и закаленной стали;
 $\times 400$:

а — поверхность — мартенсит, карбиды и остаточный аустенит; *б* — сердцевина — низкоуглеродистый мартенсит

дость поверхностного слоя при этом не должна быть ниже *HRC* 58. На свойства цементованной стали влияет также и структура сердцевины, которая определяется содержанием углерода и легирующих элементов. Для обеспечения прочности структура сердцевины должна состоять из сорбита, троостосорбита или низкоуглеродистого мартенсита (рис. 98, *б*).

§ 14. ДЕФЕКТЫ ЦЕМЕНТАЦИИ И МЕРЫ ПО ИХ ПРЕДУПРЕЖДЕНИЮ

Иногда в заэвтектоидной зоне цементованного слоя цементит собирается в крупные участки, окруженные ферритом. Сталь, способная образовывать такую структуру, называется аномальной (рис. 99). Грубые включения цементита термической обработкой устранить трудно, и часто на поверхности получаются «мягкие пятна». Особая структура и свойства аномальной стали объясняются недостаточным раскислением стали при выплавке. Окислы железа растворяются в стали и мешают поглощению углерода. «Мягкие пятна» на поверхности цементованного слоя особенно опасны для углеродистых сталей; для легированных сталей аномальность не столь опасна, в связи с влиянием легирующих элементов, повышающих прокаливаемость. При цементации деталей из легированных сталей легирующие элементы поверхностной зоны цементованного слоя окисляются, что снижает прочность цементованных деталей.

Атмосферы, применяемые для газовой цементации, содержат кислород, двуокись углерода и водяной пар. Нагрев деталей из легированных сталей в таких атмосферах сопровождается не только образованием окислов железа на поверхности металла,

но и образованием окислов легирующих элементов, которые располагаются в металлической основе. Такое явление получило название внутреннего окисления. Оно связано с диффузией кислорода в сталь и иногда протекает без заметного наружного окисления. Для развития зоны внутреннего окисления необходимо, чтобы легирующие элементы имели большее сродство к кислороду, чем основной металл (железо), и чтобы металл-растворитель (железо) хорошо поглощал кислород. Растворимость кислорода в α -железе выше, чем в γ -железе.

При внутреннем окислении: 1) железо взаимодействует с кислородом атмосферы печи с образованием на поверхности металла атомарного кислорода; 2) атомарный кислород диффундирует через кристаллическую решетку к зоне протекания реакций окисления; 3) легирующие элементы взаимодействуют с кислородом. Окисление легирующих элементов с образованием окислов возможно в том случае, если свободная энергия образования окислов легирующих элементов ниже свободной энергии образования окислов железа. В зависимости от способности к внутреннему окислению легирующие элементы располагаются в следующем порядке: Cu , Ni , Co , Mo , W , Fe , Cr , Mn , Si , V , Zr , Al , Be , Ti (в со-



Рис. 99. Аномальная структура цементованной стали (схема)

ответствии с увеличением термодинамической активности). При цементации эндогазом поверхностного окисления железа с образованием окалина не происходит в связи с незначительным количеством кислородсодержащих компонентов, в то же время образуются окислы таких легирующих элементов, как Ti , Si , Mn , Cr , (типа $n \text{ FeO} \cdot m \text{ M}_2\text{O}_3$). На величину зоны внутреннего окисления влияет расход эндогаза. С повышением расхода эндогаза увеличивается глубина зоны внутреннего окисления. Глубина окисленного слоя определяется также температурой, длительностью процесса и содержанием кислорода в печной атмосфере и может достигать 0,03 мм, но возможно и более глубокое залегание окислов. На глубину зоны внутреннего окисления влияет количество легирующего элемента. С увеличением содержания хрома толщина слоя окислов уменьшается. При содержании в стали до 0,4% Mn зона внутреннего окисления не наблюдается. С повышением содержания марганца, особенно более 1%, значительно увеличивается толщина окисленного слоя. Титан содержится в сталях в небольших количествах, а поэтому влияние его незначительно. Такие элементы, как никель и молибден, уменьшают внутреннее окисление, особенно молибден, который не окисляется в эндотермической атмосфере. На процесс внутрен-

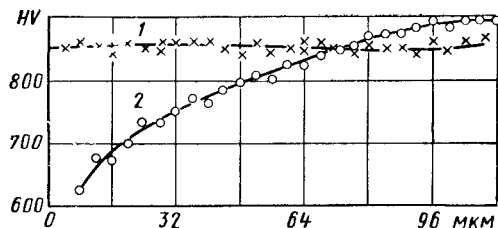


Рис. 100. Влияние внутреннего окисления на микротвердость периферийной зоны цементованного слоя сталей 25ХГТ и 25Х05М05:

1 — сталь 25Х05М05 без трооститной сетки; 2 — сталь 25ХГТ с трооститной сеткой глубиной 0,02 мм (по данным И. С. Козловского)

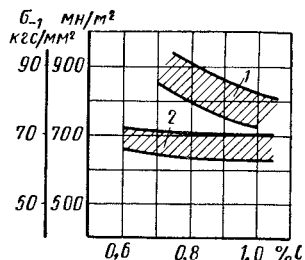


Рис. 101. Влияние толщины слоя внутреннего окисления на предел выносливости; сетка троостита при толщине залегания:

1 — менее 0,013 мм; 2 — более 0,013 мм

него окисления влияет и шероховатость поверхности. С уменьшением шероховатости поверхности уменьшается глубина залегания окислов и их количество. Внутреннее окисление уменьшает содержание легирующих элементов в твердом растворе, что снижает легированность стали, повышает критическую скорость закалки (понижает прокаливаемость) и при закалке в масле приводит к немартенситному превращению аустенита. Поэтому в структуре цементованного слоя на поверхности появляется темная сетка, называемая трооститной сеткой, что приводит к снижению микротвердости при закалке (рис. 100). При отсутствии внутреннего окисления в цементованном слое образуется однородная дисперсная структура мартенсита. Внутреннее окисление влияет на прочностные показатели деталей. Наибольшее снижение прочностных показателей происходит при толщине залегания трооститной сетки более 0,013 мм (рис. 101).

Для устранения трооститной сетки (сохранения закаливаемости) за 5—10 мин до окончания процесса вводят в печную атмосферу аммиак в количестве 2,5—10% (при 10%-ной добавке аммиака трооститная сетка не образуется). Это приводит к повышению твердости при закалке в связи с легированием поверхностного слоя азотом (содержание азота в поверхностной зоне слоя достигает 0,1—0,2%). Но для деталей больших сечений азот не увеличивает устойчивости аустенита даже при содержании его в слое до 0,5—0,6%.

Долговечность деталей можно повысить, устраняя влияние зоны внутреннего окисления последующей обработкой на металлорежущих станках, при которой удаляется зона слоя, содержащая продукты немартенситного распада. Но в условиях массового производства это не всегда возможно. Кроме того, при обработке на металлорежущих станках может понизиться прочность тонких поверхностных слоев. Поэтому основными мерами борьбы с вредным влиянием внутреннего окисления являются: 1) приме-

нение сталей, легированных элементами, не склонными к окислению в эндотермической атмосфере; 2) увеличение скоростей охлаждения при закалке, что предотвращает появление продуктов немартенситного распада в поверхностных слоях деталей.

При ступенчатой цементации в первый период насыщения при высоком углеродном потенциале печной атмосферы в наружной зоне цементованного слоя деталей из сталей, легированных карбидообразующими элементами (Cr, Mn, Mo, W, V, Ti), выделяются карбиды легирующих элементов, что приводит к обеднению твердого раствора легирующими элементами. Одновременно снижается концентрация углерода в твердом растворе цементованного слоя на глубине 0,2 мм от поверхности. Образовавшиеся карбиды сохраняются и во втором периоде насыщения при пониженном углеродном потенциале.

Следовательно, при ступенчатых режимах цементации даже при оптимальной концентрации углерода на поверхности происходит перераспределение легирующих элементов между фазами цементованного слоя. В результате при последующей закалке в масле в структуре цементованного слоя появляется трооститная сетка (в связи с понижением прокаливаемости), снижаются поверхностная твердость и долговечность деталей. Для предотвращения образования трооститной сетки в цементованном слое в связи с образованием карбидов не следует осуществлять ступенчатые режимы цементации для деталей из сталей, склонных к образованию стойких карбидов, или применять стали, менее склонные к образованию карбидной фазы при ступенчатой цементации (по экспериментальным данным это стали, содержащие не менее 0,5% Mo и не более 0,5% Cr).

Обезуглероживание поверхности цементованного слоя происходит при подстуживании на воздухе и при отсутствии автоматического регулирования углеродного потенциала во втором периоде насыщения.

В процессе цементации и последующей закалки на мартенсит изменяются размеры и форма деталей под влиянием различных напряжений: остаточных (от предыдущей обработки), термических (образовавшихся при нагреве и охлаждении), структурных (возникших в результате фазовых и структурных превращений) и внешних (под действием собственной массы деталей или массы садки). Для уменьшения коробления и стабилизации размеров деталей в процессе насыщения и последующей термической обработки могут быть рекомендованы: подготовка структуры и снятие наклепа после предварительной обработки; правильная укладка, фиксация и транспортировка деталей на приспособлениях; стабилизация всех технологических параметров химико-термической обработки; правильный выбор применяемого оборудования; повышение равномерности нагрева и охлаждения (например, закалка в горячем масле с температурой 160—180°С); повышение равномерности насыщения (принудительная цирку-

ляция печной атмосферы, регулирование углеродного потенциала); закалка деталей, склонных к короблению, в оправках и штампах; обработка холодом цементованных деталей высокой точности после закалки на мартенсит и др.

Неравномерная глубина цементованного слоя является результатом неравномерности температуры в рабочем пространстве печи, плохой циркуляции печной атмосферы, наличия загрязнений и сажи на поверхности цементируемых деталей.

Недостаточная глубина цементованного слоя получается при нарушении режима подачи карбюризатора, понижении температуры цементации, недостаточной выдержке, излишнем количестве деталей в печи, загрязнении рабочего пространства печи сажей и коксом, плохой герметичности рабочего пространства печи. Эти же причины приводят к понижению концентрации углерода в цементованном слое.

Чрезмерно большая глубина цементованного слоя и повышенная концентрация углерода в слое с образованием грубых карбидных включений или сетки — результат высокой температуры процесса, длительной выдержки, применения активного карбюризатора и большой скорости его подачи.

Отслаивание закаленного цементованного слоя происходит при резком переходе цементованного слоя к сердцевине или наличии карбидной сетки из-за высокой активности и большой скорости подачи карбюризатора.

Пятнистая цементация получается при аномальной структуре стали, загрязнении деталей, неравномерном отложении сажи на цементируемой поверхности, неправильной укладке деталей. Так как появление дефектов при цементации может быть связано не только с природой стали, как показано выше, но и с нарушением технологии процесса цементации, основным требованием при проведении цементации является строгий контроль и соблюдение технологического режима.

§ 15. КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ЦЕМЕНТОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Основными параметрами оценки качества деталей после цементации являются: толщина, микроструктура и твердость цементованного слоя. Одновременно проверяют структуру и твердость сердцевины. Толщину цементованного слоя контролируют на образцах (указателях), которые обрабатывают вместе с деталями. Образцы диаметром 8—10 мм изготавливают из калиброванной стали 10 или 15; сталь должна быть нормализована при температуре 880° С с выдержкой 30 мин. За 1 ч до окончания цементации вынимают один образец, а перед выгрузкой деталей из печи — второй образец. Толщину цементованного слоя определяют следующим образом. Вынув образец, его закаливают в воде, ломают и нагревают. Когда сердцевина станет ярко-корич-

нового цвета, а цементованный слой голубого, образец охлаждают в воде. Можно также производить травление излома образца, заточенного на станке, в 20%-ном растворе азотной кислоты. Толщина слоя определяется с помощью лупы Бринелля. Контроль по излому проводится непосредственно в цехах. Контроль толщины слоя по образцам используют при цементации в печах периодического действия.

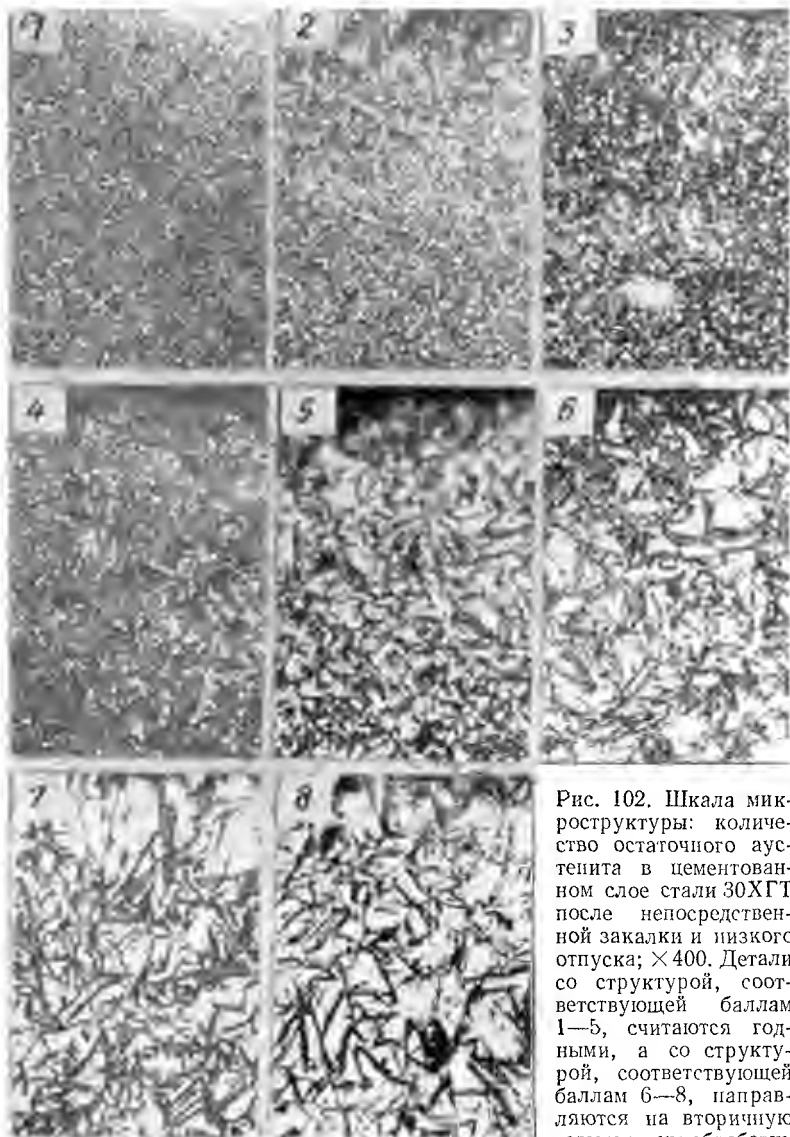


Рис. 102. Шкала микроструктуры: количество остаточного аустенита в цементованном слое стали 30ХГТ после непосредственной закалки и низкого отпуска; $\times 400$. Детали со структурой, соответствующей баллам 1—5, считаются годными, а со структурой, соответствующей баллам 6—8, направляются на вторичную термическую обработку

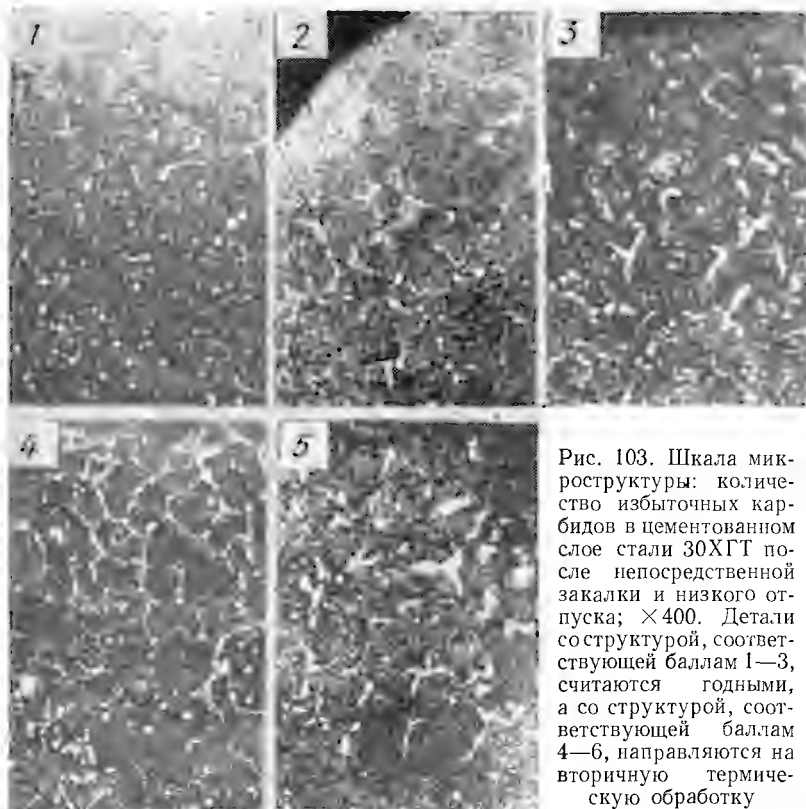


Рис. 103. Шкала микроструктуры: количество избыточных карбидов в цементованном слое стали 30ХГТ после непосредственной закалки и низкого отпуска; $\times 400$. Детали со структурой, соответствующей баллам 1—3, считаются годными, а со структурой, соответствующей баллам 4—6, направляются на вторичную термическую обработку

При определении толщины слоя цементации по микроструктуре результат зависит от того, что считать за толщину слоя — полную ли толщину, включая все три зоны, или только заэвтектоидную и эвтектоидную или заэвтектоидную, эвтектоидную и какую-то часть переходной зоны. Наиболее правильно за толщину цементованного слоя следует считать сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины переходной (дозэвтектоидной) зон, так как такая толщина слоя с содержанием до 0,40—0,45% С является упрочняющей до твердости (после закалки и низкого отпуска) не менее *HRC* 50. Другой метод измерения толщины слоя до исходной структуры — более простой и учитывает весь упрочненный слой. Толщину слоя до половины переходной зоны измеряют только на отожженных образцах, а толщину до исходной структуры можно измерять не только на отожженных, но и на закаленных образцах. При цементации в методических печах контроль проводят по образцам, изготовленным из забракованных (по размерам) деталей. Микроструктуру оценивают по микрошлифам цементованных и закаленных образцов с помощью специальных шкал, разработанных для данной стали (рис. 102, 103).

Приготовление твердого карбюризатора и очистка от пыли отработавшего карбюризатора должны производиться в отдельном изолированном помещении, оборудованном общей приточной и местной вытяжной вентиляцией от пылящего оборудования. Угольный порошок и химикаты, применяемые для цементации, должны храниться в бункерах с дозирующими устройствами, устраняющими пылеобразование при заполнении ящиков с деталями. Процессы приготовления и транспортировки твердого карбюризатора должны быть механизированы и осуществляться в герметических установках. В помещениях приготовления твердого карбюризатора запрещается курение, применение открытого огня и производство работ, способных вызвать искрообразование. Помещение должно быть оборудовано стационарной углекислотной огнегасительной установкой. Загрузка (выгрузка) ящиков в цементационные печи должна быть механизирована.

Рабочее пространство печей для газовой цементации должно быть герметичным. Во избежание взрыва карбюризатор должен подаваться в печь при определенной температуре. Печи должны быть оборудованы специальным устройством для отвода отходящих газов и их дожигания. При использовании газовых карбюризаторов печи должны эксплуатироваться в соответствии с требованиями безопасности для печей, работающих на газовом топливе.

Г л а в а V

АЗОТИРОВАНИЕ

§ 1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ТЕОРИИ АЗОТИРОВАНИЯ, МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ

Азотированием называют процесс насыщения поверхности стали азотом. Впервые процесс азотирования был исследован и практически применен проф. Н. П. Чижевским в 1913 г.

Назначение азотирования — получить высокую твердость и износостойкость поверхности детали, повысить предел выносливости (прочностное азотирование) или повысить стойкость против коррозии (антикоррозионное азотирование).

Диаграмма состояния железо—азот приведена на рис. 104. Согласно этой диаграмме в системе железо—азот образуются следующие фазы:

1) α -фаза — твердый раствор азота в α -железе (азотистый феррит), содержащий 0,1% N при 590° С и 0,004% при температуре 20° С;

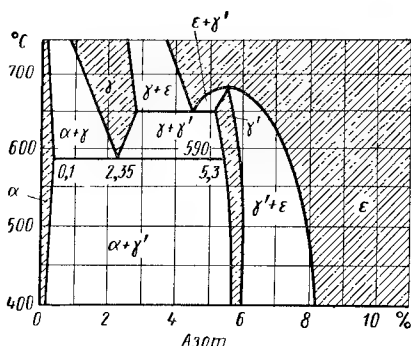
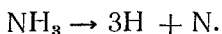


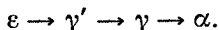
Рис. 104. Диаграмма состояния железо—азот; заштрихованы однофазные области

В качестве газа, содержащего азот, при азотировании применяют аммиак (NH_3), который продувают через нагретую печь над деталями. Происходит его разложение по реакции



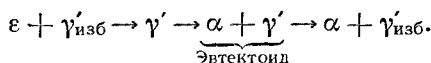
Получающийся атомарный азот поглощается поверхностью стали и диффундирует в решетку α -железа, образуя азотистый феррит. По достижении предела насыщения α -фазы образуется γ' -фаза (при температуре до 590°C) или γ -фаза (при температуре выше эвтектоидной), а при еще большем насыщении азотом происходит образование ϵ -фазы.

В зависимости от температуры азотирования получается различная микроструктура азотированного слоя железа. При температуре азотирования выше эвтектоидной, например при 600°C , образуются последовательно от поверхности к сердцевине следующие фазы:

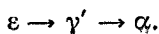


При медленном охлаждении от температуры азотирования ϵ - и α -фазы будут распадаться с выделением избыточной γ' -фазы, а γ -фаза будет полностью распадаться на эвтектоид $\alpha + \gamma'$.

В связи с такими превращениями микроструктура азотированного слоя при температуре 20°C будет состоять из следующих фаз (от поверхности к сердцевине, рис. 105):



При температуре азотирования ниже эвтектоидной образуются последовательно от поверхности к сердцевине следующие фазы:



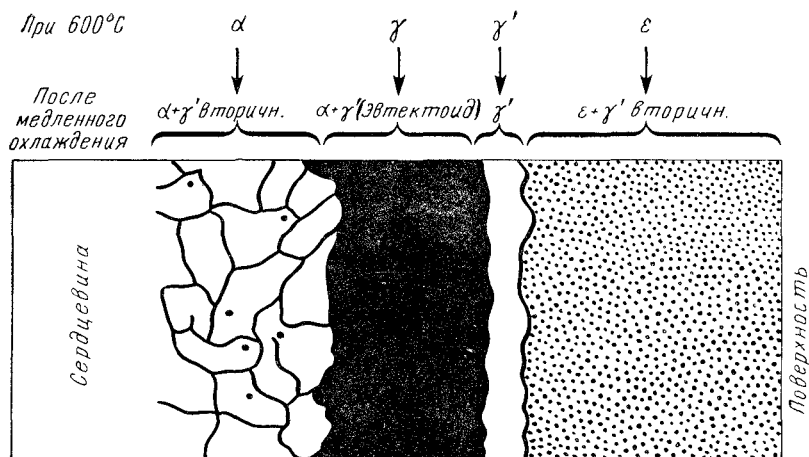
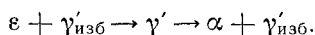


Рис. 105. Азотированный слой железа; температура азотирования 600° С (схема микроструктуры)

После медленного охлаждения от температуры азотирования строение азотированного слоя будет следующим:



Концентрация азота по глубине слоя при переходе от одной фазы к другой изменяется резко (рис. 106).

При азотировании стали в азотированном слое образуются те же фазы (ε , γ' и α), но они содержат, кроме азота, также и углерод, т. е. являются не азотистыми (нитридными) фазами, а углеродоазотистыми (карбонитридными) — $\text{Fe}_2(\text{N}, \text{C})$, $\text{Fe}_4(\text{N}, \text{C})$. Кроме того, образуется азотистый цементит $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{N})$. После азотирования железа и углеродистых сталей твердость повышается незначительно (до $HV\ 300$), так как при температуре

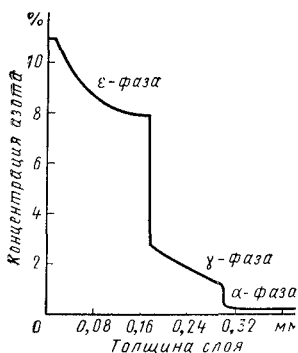


Рис. 106. Изменение содержания азота по толщине азотированного слоя

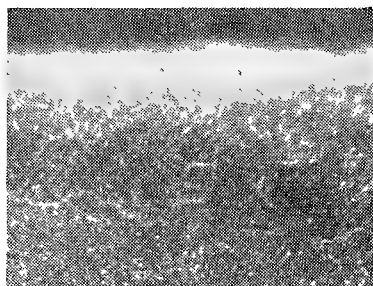


Рис. 107. Микроструктура азотированного слоя легированной стали; $\times 500$

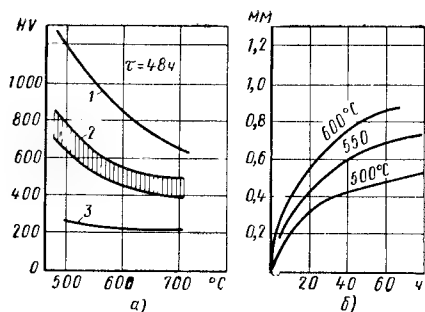


Рис. 108. Зависимость твердости (а) и толщины (б) азотированного слоя от температуры и продолжительности процесса насыщения:

1 — сталь 38ХМЮА; 2 — легированные конструкционные стали (40Х, 30ХМА, 18Х2Н4ВА и др.); 3 — углеродистые стали (30, 40, 45 и др.) (по данным Ю. М. Лактина)

500°С и выше происходит коагуляция нитридов (карбонитридов) железа.

Для получения высокой твердости (до HV 1200) и износостойкости азотированного слоя применяют стали, легированные алюминием, хромом, молибденом, вольфрамом, ванадием. Эти элементы образуют с азотом твердые, дисперсные, термически стойкие, т. е. не склонные к коагуляции нитриды (AlN , Cr_2N , Mo_2N , W_2N , VN), являющиеся препятствиями при передвижении дислокаций, в результате чего и получается высокая твердость азотированного слоя.

Микроструктура азотированного слоя легированной стали приведена на рис. 107. На поверхности образуется тонкая, не травящаяся нитридная зона (ϵ - и γ' -фаз). Под этой зоной располагается основная зона азотированного слоя из α - и γ' -фаз.

Твердость и толщина азотированного слоя зависят от температуры и продолжительности азотирования (рис. 108). Чем выше температура азотирования, тем ниже твердость (из-за коагуляции нитридов) и больше толщина слоя (в результате увеличения скорости диффузии азота). Азотирование значительно (на 80—100 %) повышает предел выносливости, что объясняется возникновением в азотированном слое остаточных напряжений сжатия. Детали из азотированной стали, работающие при переменных нагрузках, мало чувствительны к поверхностным дефектам (царапинам, рискам от шлифования и т. п.), так как напряжения растяжения возникают за пределами азотированного слоя. Это обстоятельство имеет большое практическое значение — понижаются требования к качеству поверхности, а, значит, и удешевляется изготовление азотированных деталей, работающих под значительными переменными нагрузками.

Азотированная сталь обладает теплостойкостью, и ее твердость сохраняется после воздействия высоких температур (например, сталь 38ХМЮА до 500°С). Азотированная сталь хорошо сопротивляется коррозии в воздушной и паровоздушной средах, водопроводной воде, слабых щелочных растворах и т. п. благодаря более высокому электродному потенциалу азотистых фаз по сравнению с потенциалом железа (наиболее электроположительной является ϵ -фаза).

В связи с тем, что азотирование повышает твердость, предел выносливости и коррозионную стойкость, азотированная поверх-

ность детали из стали (38ХМЮА) обладает высокой стойкостью против кавитационного разрушения¹.

§ 2. СТАЛИ ДЛЯ АЗОТИРОВАНИЯ

Азотируемые детали, от которых требуется высокая твердость и износостойкость, изготавливают из сталей 38ХМЮА и 38ХВФЮА (гильзы цилиндров двигателей, шпиндели, втулки, валики и др.). Сталь 38ХМЮА имеет высокие механические свойства (твердость после закалки *HV* 420—480, после закалки и отпуска при 600—625° С *HV* 260—290), прокаливаемость до 50 мм, твердость азотированного слоя *HV* 1000—1200. Сталь 38ХВФЮА содержит меньше алюминия и не имеет в своем составе дефицитного молибдена. Прочность и прокаливаемость этой стали такие же, как и стали 38ХМЮА; азотированный слой менее хрупок, но твердость его ниже (*HV* 850—950).

Ответственные детали высокой прочности и вязкости, работающие в условиях повторно-переменных нагрузок (коленчатые валы, зубчатые колеса, шатуны и др.), изготавливают из сталей 30Х2НВФА, 18Х2Н4ВА, 40ХНВА и др. Эти стали обладают большой прокаливаемостью (например, сталь 18Х2Н4ВА при закалке с охлаждением в масле прокаливается насквозь в сечении до 120—150 мм), и поэтому их применяют для изготовления деталей больших размеров. Поверхностная твердость этих сталей после азотирования *HV* 600—850.

Азотированию подвергают также детали из коррозионностойких, жаростойких и жаропрочных сталей, работающих на трение в агрессивных средах и при высоких температурах; матрицы и пуансоны для горячей штамповки, пресс-формы из инструментальных сталей для литья под давлением (Х12Ф1, 3Х2В8Ф и др.); пружины из сталей 50ХФА, 60С2.

Для азотирования целесообразно применять стали, содержащие титан. В сталях с содержанием 0,25—0,4% С, имеющих соотношение Ti/С от 6,5 до 9,5, получаются нехрупкие, хорошо сцепленные с основой азотированные слои твердостью *HV* 850—950.

§ 3. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Для обеспечения высоких механических свойств сердцевины и подготовки структуры для азотирования детали подвергают предварительной термической обработке — улучшению, т. е. закалке с высоким отпуском; при этом отпуск должен проводиться при температуре не ниже температуры азотирования. Режимы

¹ Кавитация (*cavitas* — пустота) — нарушение сплошности внутри текущей жидкости, т. е. образование полостей, пузырей. При замыкании этих полостей поверхность, контактирующая с жидкостью, подвергается гидравлическим ударам, под воздействием которых и происходит разрушение металла.

улучшения зависят от стали, из которой изготовлены детали. Например, для стали 38ХМЮА рекомендуется закалка от 930—950° С с охлаждением в воде (крупные детали) или масле (мелкие детали) и отпуск при 630—650° С; для стали 18Х2Н4ВА — закалка от 860—880° С с охлаждением в масле и отпуск при 525—575° С; для стали 12Х13 — закалка от 1000—1050° С в масле или воде и отпуск при 700—790° С.

При термической обработке деталей из стали 38ХМЮА необходимо учитывать следующие особенности этой стали: 1) большую склонность к обезуглероживанию; на деталях перед их термической обработкой оставляют значительный припуск (до 3 мм) на обработку на металлорежущих станках для удаления обезуглероженного слоя; 2) алюминий задерживает диффузионные процессы; для получения более однородного аустенита необходима более длительная выдержка при нагреве под закалку (примерно в 1,5 раза больше, чем обычно); 3) склонность к росту зерна аустенита при незначительном перегреве под закалку; необходим строгий контроль температуры нагрева.

После улучшения детали из стали 38ХМЮА обрабатывают на металлорежущих станках и затем шлифуют их рабочие поверхности. Детали сложной конфигурации и высокой точности рекомендуется перед шлифованием подвергать стабилизирующему отпуску при 600—650° С для снятия внутренних напряжений, возникающих после обработки резанием.

§ 4. ПОДГОТОВКА ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ К АЗОТИРОВАНИЮ

Перед азотированием деталей из сталей 38ХМЮА, 38ХВФЮА, 40ХНВА, 18Х2Н4ВА и др. их поверхность протирают бензином или применяют электрохимический способ обезжиривания. Часто применяют также фосфатирование деталей в ваннах с раствором соли Мажеф. Образование на поверхности металла пористой фосфатной пленки (вместо окисной пленки, препятствующей диффузии азота) и некоторое растравливание поверхности увеличивает поверхностную активность металла, что ускоряет адсорбцию азота. При азотировании предварительно фосфатированных деталей глубина получаемого слоя увеличивается примерно на 6—8%.

Для устранения окисной пленки, препятствующей проникновению азота в сталь при азотировании, рекомендуются следующие способы: а) для деталей из сталей типа 12Х13 — электрообезжиривание, затем декапирование и фосфатирование; б) для деталей из сталей аустенитного класса — травление в 50—75%-ном растворе соляной кислоты при 50—60° С.

Наиболее рациональным способом является устранение окисной пленки непосредственно в печах азотирования. Для этого в муфель печи помещают коробку со смесью хлористого аммония

и кварцевого песка. При нагреве до температуры азотирования хлористый аммоний диссоциирует с выделением паров хлористого водорода, которые восстанавливают окисную пленку.

Для защиты участков поверхности деталей, не подлежащих азотированию, наиболее часто применяют гальваническое лужение. Температура плавления олова (232°C) значительно ниже температуры азотирования ($500\text{--}600^{\circ}\text{C}$), однако олово не стекает с поверхности детали благодаря силам поверхностного натяжения. Толщина слоя олова $10\text{--}15$ мкм. При более толстом слое олово может перетекать на азотируемую поверхность, в результате чего в азотируемом слое будут возникать «мягкие пятна». На предварительно фосфатированной поверхности олово не удерживается силами поверхностного натяжения, и поэтому «мягкие пятна» образоваться не могут.

Применяют также более дешевый метод защиты от азотирования — двукратное нанесение на поверхность детали жидкого стекла (толщина слоя $1\text{--}2$ мм) с последующей сушкой при $100\text{--}120^{\circ}\text{C}$. Недостаток такого покрытия — некоторое смещение жидкого стекла по поверхности детали и в связи с этим нарушение границы между азотируемой и неазотируемой поверхностями. После проведения указанных операций детали подвергают азотированию.

§ 5. РЕЖИМЫ АЗОТИРОВАНИЯ

От режима азотирования — температуры процесса, времени выдержки и степени диссоциации (разложения) аммиака — зависят свойства, структура и глубина азотированного слоя.

При азотировании применяют два режима: одноступенчатый, когда весь процесс осуществляется при одной (постоянной) температуре, и двухступенчатый, когда температура изменяется (повышается) в процессе азотирования.

Степень диссоциации аммиака регулируется в пределах $20\text{--}50\%$ в зависимости от температуры азотирования. Чем выше температура, тем больше степень диссоциации аммиака. Например, при $500\text{--}520^{\circ}\text{C}$ степень диссоциации аммиака $20\text{--}25\%$, а при $500\text{--}570^{\circ}\text{C}$ — $40\text{--}50\%$.

Одноступенчатый режим при $500\text{--}520^{\circ}\text{C}$ характеризуется длительной выдержкой (основной недостаток азотирования) и наиболее высокой твердостью. Для ускорения процесса азотирования применяют двухступенчатый режим.

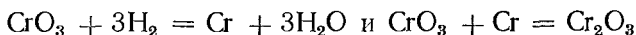
При двухступенчатом режиме создаются наиболее благоприятные условия для насыщения поверхностного слоя азотом, а необходимая толщина азотированного слоя получается за более короткое время. На первой ступени ($500\text{--}520^{\circ}\text{C}$) диффузия азота (вследствие низкой температуры) протекает слабо; получается неглубокий, но хорошо насыщенный азотом слой. На второй ступени при $550\text{--}570^{\circ}\text{C}$ диффузия азота протекает интенсивно,

толщина слоя быстро увеличивается, но твердость несколько снижается.

После азотирования, которое проводится в специальных печах с герметически закрытым муфелем, куда помещают детали и через который пропускают аммиак, детали охлаждают до 300—350° С вместе с печью в потоке аммиака. Так как высокая твердость получается сразу после азотирования, последующей закалки не требуется.

Детали из коррозионностойких, жаростойких и жаропрочных сталей азотируют при 500—600° С с получением твердого поверхностного слоя *HV* 750—950. Хром и, особенно, никель уменьшают глубину азотированного слоя, и поэтому указанные выше стали азотируются медленнее, чем сталь 38ХМЮА (например, при азотировании стали 12Х18Н10Т при 600° С в течение 75 ч получается азотированный слой толщиной 0,1 мм).

Для сталей, склонных к отпускной хрупкости второго рода, применяют низкотемпературное азотирование при 380—430° С. При таких температурах азотирование практически не происходит, так как степень диссоциации аммиака низкая (например, при 380° С всего 6%). Для повышения степени диссоциации аммиака применяют катализатор, поглощающий водород (например, кремний, образующий с водородом летучее соединение силан SiH_4). Практически применяют ферросилиций с содержанием 75% Si (кусочки ферросилиция помещают в стаканы из металлической сетки и размещают их вокруг азотируемых деталей). В присутствии ферросилиция степень диссоциации аммиака достигает 20—25%, но азотированный слой получается с низкой концентрацией азота и низкой твердостью. Для получения повышенной твердости детали перед азотированием покрывают обмазкой, состоящей из насыщенного водного раствора хромового ангидрида CrO_3 . В результате реакций



выделяется тепло и поверхность дополнительно нагревается, что ускоряет процесс диффузии. Низкотемпературное азотирование при 380° С в течение 60—80 ч или при 430° С в течение 24—36 ч обеспечивает получение нехрупкого азотированного слоя толщиной 0,2—0,25 мм с твердостью *HRC* 45—50.

§ 6. АНТИКОРРОЗИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ

Антикоррозионному азотированию подвергают детали (болты, штыри, мелкие детали приборов, скобы, петли и др.), изготовленные чаще из низко- и среднеуглеродистых сталей (10, 20, Ст3, Ст5, А20, 40, 45 и др.). Температура азотирования 600—700° С, выдержка от 30 до 120 мин, степень диссоциации аммиака 35—75%. Охлаждение после азотирования — в воде, масле, на воздухе или в печь. Для получения вязкого азотированного слоя желательно

быстрое охлаждение. Среднеуглеродистые стали перед азотированием подвергают улучшению, поэтому температура азотирования не должна быть выше 650°C . В результате антикоррозионного азотирования получается слой ($\epsilon + \gamma'$ -фаз) толщиной 0,015—0,030 мм.

Детали приборов и аппаратов (зубчатые колеса, валики, оси, гайки, штыри и др.) из средне-, высокоуглеродистых и низколегированных сталей (40, 40X, У8, У10, ШХ15 и др.) для повышения коррозионной стойкости и получения высокой твердости азотируют и закаливают в воде или масле, совмещая оба процесса. Температура азотирования ($770\text{—}850^{\circ}\text{C}$) должна совпадать с температурой закалки стали; степень диссоциации аммиака до 80%.

§ 7. СПОСОБЫ УСКОРЕНИЯ ПРОЦЕССА АЗОТИРОВАНИЯ

Азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование). При азотировании в тлеющем разряде детали помещают в герметическую камеру и подключают в качестве катода к электрической сети постоянного тока с напряжением 500—1500 В. Анод располагают над деталями или вокруг них. В камеру после удаления из нее воздуха вводят аммиак или смесь азота и водорода. После включения постоянного тока между деталями (катодом) и анодом возбуждается тлеющий разряд, ионизирующий атомы азота, которые, бомбардируя поверхность деталей, быстро нагревают ее до температуры азотирования ($500\text{—}550^{\circ}\text{C}$). При азотировании в камере поддерживается низкое давление (2—8 мм рт. ст.).

При азотировании в тлеющем разряде в 1,5—2 раза сокращается продолжительность процесса, особенно для малой глубины азотирования (за счет активизации газовой среды), снижается хрупкость азотированного слоя и повышается предел выносливости. На деталях сложной конфигурации азотированные слои по глубине получаются более равномерные, отпадает надобность в печах для нагрева деталей, экономно расходуется электроэнергия, необходимая только для нагрева поверхности деталей и ионизации газа.

Азотирование при воздействии ультразвука. Исследования влияния ультразвуковых колебаний на процесс азотирования стали в газовой и жидкой средах показали, что при воздействии ультразвука увеличивается поверхностная твердость азотированного слоя, а длительность процесса сокращается приблизительно в 1,5 раза. Большие твердость и глубина слоя достигаются при газовом азотировании при колебаниях образца.

Ускорение процесса азотирования объясняется тем, что ультразвук периодически изменяет параметры кристаллической решетки, благодаря чему диффузия азота ускоряется, а также способствует удалению с азотируемой поверхности продуктов реакции и ускорению притока новых порций газа. Вследствие технических трудностей (необходимость создания и выпуска мощной

ультразвуковой аппаратуры) этот способ азотирования еще не получил промышленного применения.

Азотирование при нагреве с помощью т. в. ч. При нагреве с помощью т. в. ч. процесс азотирования ускоряется приблизительно в 2—3 раза по сравнению с нагревом в печи. При этом процессе разогреваются поверхностные слои металла, диссоциация аммиака с образованием активных атомов азота происходит вблизи азотируемой поверхности и создаются наиболее благоприятные условия для диффузии азота. Оптимальная температура при нагреве с помощью т. в. ч. — 500—550° С; выдержка — в зависимости от требуемой глубины слоя. Например, выдержка в течение 3 ч обеспечивает получение толщины азотированного слоя 0,20—0,25 мм твердостью *HV* 1000—1050.

§ 8. «МЯГКОЕ АЗОТИРОВАНИЕ» (НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ЦИАНИРОВАНИЕ)

«Мягкое азотирование» применяют для обработки деталей автомобилей, штампов, пресс-форм и т. д. из цементуемых сталей (типа 20Х, 15ХН и др.), среднеуглеродистых сталей (типа 35Х, 40Х, 40ХМ, 50ХФ и др.), нержавеющей аустенитных сталей и чугуна. Мягкое азотирование (тенифер-процесс¹) проводится в цианистых ваннах, содержащих 40% KCNO и 60% NaCN , при температурах 540—590° С в течение 30—180 мин. При таких температурах в сталь диффундирует преимущественно азот. Для ускорения реакций окисления и диссоциации солей через расплавленные соли продувают кислород или сухой воздух. Общая толщина азотированного слоя после мягкого азотирования достигает 0,15—0,5 мм; толщина поверхностного карбонитридного слоя (слой карбонитридов, получивший название «связанный слой») в пределах 7—13 мкм; далее находится слой, представляющий собой твердый раствор азота в α -железе.

Толщина слоя определяется прежде всего содержанием в ванне KCNO . Наибольшая толщина получается при содержании 40% KCNO и температуре 570° С. Толщина слоя зависит также от продолжительности процесса и марки стали.

С увеличением в стали углерода и легирующих элементов толщина слоя уменьшается. Мягкое азотирование почти не повышает твердости углеродистых сталей (*HV* 300—350). Твердость поверхностных слоев легированных сталей достигает *HV* 600—1100, но она ниже твердости, получаемой после обычного азотирования в тех же условиях. Мягкое азотирование повышает противозадирные свойства, предел выносливости и износостойкость стали, например, стойкость литейных форм для литья под давлением увеличивается в 2—3 раза.

¹ Тенифер (Tenifer) — от начальных слогов трех латинских слов: *tenax* — твердый, *nitrogenium* — азот и *ferrum* — железо.

Противозадирные свойства стали типа 30X повышаются в 5 раз. Предел выносливости легированной стали повышается на 20—40%, а нелегированной на 30—60%. Одно из важнейших преимуществ мягкого азотирования — незначительное изменение размеров деталей (увеличение на 3—10 мкм) и отсутствие деформации. Поэтому рекомендуется сначала проводить окончательную обработку резанием и притирку, а затем мягкое азотирование. Внедрение этого процесса в отечественной промышленности ограничено необходимостью применять дорогие и токсичные цианистые соли и использовать тигли из дорогостоящих материалов, а также необходимостью постоянного контроля и периодической смены состава ванн.

§ 9. ДЕФЕКТЫ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА АЗОТИРОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ

При азотировании могут появиться следующие дефекты: 1) коробление деталей вследствие возникающих больших напряжений; 2) хрупкость и шелушение азотированного слоя при наличии нитридов, выделившихся по границам зерен в виде сетки; 3) пониженная твердость слоя вследствие повышенной температуры азотирования при наличии на поверхности детали обезуглероженного слоя или при крупнозернистой исходной структуре азотируемой стали; 4) пористость слоя вследствие недостаточной выдержки деталей при температуре азотирования; 5) пятнистая твердость вследствие неравномерного зерна стали, неполного удаления слоя олова с поверхностей перед азотированием или стекания при азотировании олова с луженых поверхностей детали на азотируемые поверхности.

После азотирования детали подвергают следующим видам контроля: а) внешнему осмотру — азотированная поверхность должна иметь однотонный цвет без пятен; б) проверке размеров — определяют величину коробления; в) измеряют твердость поверхностных слоев на приборе Виккерса; г) определяют толщину слоя на образцах, изготовленных из той же марки стали, что и азотируемые детали; б) определяют хрупкость слоя по виду отпечатка пирамиды прибора Виккерса; в) проверяют пористость слоя при антикоррозионном азотировании.

ЦИАНИРОВАНИЕ

§ 1. ОСОБЕННОСТИ СОВМЕСТНОЙ ДИФфуЗИИ
УГЛЕРОДА И АЗОТА В СТАЛЬ

Цианирование — процесс одновременного насыщения поверхности детали углеродом и азотом. Этот процесс применяют для повышения твердости, износостойкости и предела выносливости поверхностного слоя. Цианированию подвергают детали из конструкционных низкоуглеродистых и среднеуглеродистых сталей, а также детали из нержавеющей сталей и инструмент, изготовленный из быстрорежущих сталей. Цианирование может производиться в жидких, газовых и твердых средах.

Азот в процессе цианирования влияет на глубину диффузии и концентрацию углерода в слое. С повышением температуры процесса содержание азота в слое уменьшается, а содержание углерода повышается (рис. 109), т. е. при совместной диффузии азота и углерода преобладающее насыщение одним элементом тормозит насыщение другим. Глубина проникновения азота в сталь больше глубины проникновения углерода. Азот, снижая критические точки стали, создает более благоприятные условия диффузии углерода в γ -фазу (ускоряет скорость диффузии углерода) при более низких температурах, чем при цементации. Образующиеся при диффузии азота нитриды (в большом количестве) могут препятствовать насыщению поверхностного слоя углеродом.

§ 2. ЖИДКОСТНОЕ ЦИАНИРОВАНИЕ

Общие сведения. При жидкостном цианировании процесс одновременного насыщения поверхности углеродом и азотом осуществляется в ваннах с расплавленными солями. Состав смеси солей следующий: цианистые соли NaCN , KCN , $\text{Ca}(\text{CN})_2$, $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$ и нейтральные соли NaCl , Na_2CO_3 , BaCl_2 , CaCl_2 и др. У цианистых солей низкая температура плавления ($550\text{--}650^\circ\text{C}$), и в чистом виде они не применяются, поэтому к ним добавляют нейтральные соли для повышения температуры плавления и уменьшения испарения.

В зависимости от соотношения количества цианистых и нейтральных солей составы цианистых ванн делят на высокопроцентные (90—95% цианидов), среднепроцентные (40—50% цианидов) и низкопроцентные (1—5% цианидов). По условиям проведения процесса цианирование подразделяют на высокотемпературное, глубокое и низкотемпературное.

Высокотемпературное жидкостное цианирование применяют для повышения твердости (износостойкости) деталей и проводят при $820\text{--}870^\circ\text{C}$; получаемый цианированный слой при этом

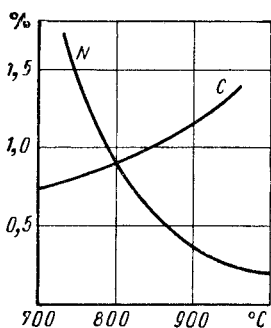


Рис. 109. Изменение содержания азота и углерода в слое в зависимости от температуры

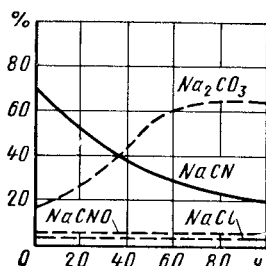
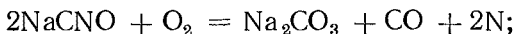


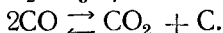
Рис. 110. Изменение содержания компонентов цианистой ванны в зависимости от времени при 850°С

0,15—0,35 мм. Для высокотемпературного цианирования используют среднепроцентные цианистые ванны с NaCN , Na_2CO_3 и NaCl . При нагреве ванны с цианистым натрием происходят следующие реакции:

на поверхности ванны



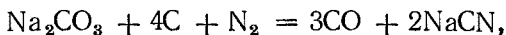
в глубине ванны



Образующиеся при этом активные азот и углерод азотируют и науглероживают поверхностный слой стали.

Как видно из приведенных выше реакций, в процессе работы ванны количество цианистого натрия уменьшается, а содержание углекислого натрия (рис. 110), который накапливается в ванне, повышается. Количество NaCNO и NaCl не изменяется.

При цианировании в ваннах с цианистым натрием и солями щелочных металлов (Na_2CO_3 и NaCl) толщина цианированного слоя не превышает 0,5 мм. Низкая активность ванны этого состава объясняется некоторыми причинами. Образование атомарного углерода происходит не прямо из цианистого натрия, а из окиси углерода, являющейся слабым карбюризатором. Часть образующейся окиси углерода улетучивается из ванны — происходит потеря атомарного углерода. Накапливание Na_2CO_3 в ванне уменьшает скорость реакций образования окиси углерода и азота; при значительном содержании Na_2CO_3 поглощается углерод и азот по реакции



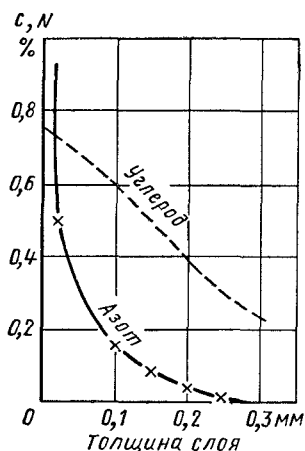
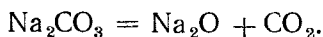
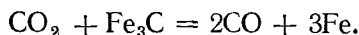


Рис. 111. Изменение концентрации углерода и азота в зависимости от толщины цианированного слоя

а также может разлагаться с образованием уголекислоты по реакции



Углекислота, сдвигая реакцию образования активного углерода справа налево ($\text{CO}_2 + \text{C} \rightleftharpoons 2\text{CO}$), сначала ослабляет, затем останавливает науглероживание, а при содержании в ванне уголекислого натрия, в 3—5 раз превышающем содержание цианистого натрия, происходит обезуглероживание поверхности по реакции



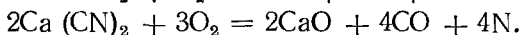
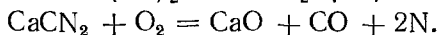
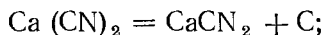
При составлении ванны предварительно расплавляют Na_2CO_3 и NaCl , а затем вводят NaCN .

Цианистую ванну необходимо регулярно освежать — добавлять (обычно 1 раз в смену) цианистый натрий из расчета 0,5—1% в час от массы соли в ванне. Добавляют также и нейтральные соли (NaCl), так как при работе они улетучиваются и уносятся деталями. Концентрация углерода и азота в цианированном слое стали зависит от температуры цианирования. С повышением температуры концентрация углерода в поверхностном слое повышается, а азота понижается. При высокотемпературном цианировании наиболее интенсивное увеличение толщины слоя и содержания в нем углерода и азота происходит в начале процесса в течение первого часа выдержки. Поэтому длительность высокотемпературного цианирования обычно не превышает 1,5 ч. Углерод распределяется в цианированном слое более равномерно по сравнению с азотом, содержание которого резко понижается от периферии к центру (рис. 111). Ванны с цианистым натрием удобны в работе. Зеркало ванны в процессе работы совершенно чистое, что позволяет производить частичное цианирование деталей методом неполного погружения их в ванну.

Кроме цианистого натрия, для цианирования применяют цианистый кальций $\text{Ca}(\text{CN})_2$ в виде черного цианида — цианплага ГИПХ¹.

Для цианирования применяют ванну следующего состава: 10% цианплага ГИПХ, 40% NaCl и 50% CaCl_2 .

При нагреве в ванне протекают реакции:



¹ Разработан Государственным институтом прикладной химии.

Для нормальной работы ванны содержание в ней цианида кальция должно быть 0,5—1%. При таком небольшом количестве цианида кальция летучесть продуктов ванны мала, и поэтому можно применить более высокие температуры цианирования.

При цианировании в ваннах с черным цианидом в поверхностных зонах слоя содержится углерода до 1,2%, а азота приблизительно 0,3%. Максимальная толщина слоя, на которую рационально вести цианирование в ваннах с черным цианидом, 0,6 мм, т. е. несколько большая по сравнению с толщиной слоя (0,35 мм), получаемой при цианировании в ваннах с цианистым натрием. Кроме большей активности ванны, преимуществом цианплава ГИПХ является более низкая стоимость по сравнению с цианистым натрием. Недостатком ванн с черным цианидом является то, что при введении его в ванну происходит бурное вспенивание и все зеркало ванны покрывается черной пеной, представляющей собой углерод, содержащийся в черном цианиде, в связи с чем работа на ванне осложняется. Освежение ванны производится через каждые 3—4 ч работы добавлением цианплава в количестве 2—4% массы соли в ванне.

Для придания цианированному слою высокой твердости детали после высокотемпературного цианирования подвергают закалке в воде или масле. Хотя температура цианирования и выше оптимальной температуры закалки, но при небольшой выдержке, применяемой при цианировании, значительного укрупнения зерна не происходит. Поэтому детали закаливают непосредственно из цианистой ванны. Иногда для повышения твердости и предела выносливости детали обрабатывают холодом или подвергают дробеструйной обработке. После закалки производят низкотемпературный отпуск при 160—200° С.

Микроструктура цианированного слоя низкоуглеродистой стали после высокотемпературного цианирования отличается от микроструктуры цементованного слоя. В цианированном слое после медленного охлаждения образуются эвтектоидная и доэвтектоидная зоны и отсутствует заэвтектоидная зона. Иногда на поверхности наблюдается тонкая светлая корка из карбонитридных фаз $\text{Fe}_4(\text{N}, \text{C})$ или $\text{Fe}_2(\text{N}, \text{C})$. При высокотемпературном цианировании с последующей закалкой на поверхности образуется мартенсит, далее располагается мартенсито-трооститовая структура. В поверхностной зоне цианированного слоя легированных сталей после закалки образуется аустенито-мартенситовая структура, далее мартенситовая и затем мартенсито-трооститовая.

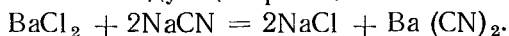
Для ускорения процесса цианирования и получения более качественного слоя без карбонитридных фаз и повышенного количества остаточного аустенита (в легированных сталях) применяют двухступенчатый процесс (предложенный В. Т. Чириковым). Этот процесс заключается в том, что цианирование проводится в двух ваннах с одинаковой температурой, но различной концентрацией цианистых солей.

Сначала цианирование проводят в активной по составу ванне, например, содержащей 25—30% NaCN (остальное Na_2CO_3 и NaCl); при этом быстро образуется цианированный слой с максимальной концентрацией углерода и азота. Затем детали переносят в другую ванну с пониженным содержанием цианистой соли (4—6% NaCN). При выдержке во второй ванне происходит диффузия углерода и азота в поверхностном слое. Выдержка в первой ванне 20—40% и во второй ванне 80—60% общей длительности заданной выдержки. При двухступенчатом цианировании уменьшается расход цианистой соли в связи с тем, что закалку (с уносом солей на деталях) проводят из ванны с пониженным содержанием цианистой соли. Недостаток этого способа — усложнение процесса цианирования.

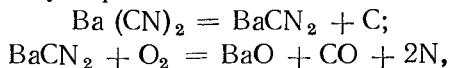
Глубокое цианирование. Отличительные особенности глубокого цианирования — большая толщина слоя (до 1,5—2,0 мм) с высоким содержанием углерода (0,8—1,1%) и низким содержанием азота (0,2—0,3%); применение ванн специального состава; температура 900—950° С. Глубокое цианирование заменяет процесс цементации и поэтому называется жидкостной цементацией. По сравнению с цементацией в твердых и газовых карбюризаторах глубокое цианирование — более быстрый процесс.

В отличие от ванн для высокотемпературного цианирования, в которых используют нейтральные соли щелочных металлов, в ваннах для глубокого цианирования в качестве нейтральных солей применяют соли щелочноземельных металлов — бария (BaCl_2) и кальция (CaCl_2).

В ваннах с цианистым натрием и солями щелочноземельных металлов протекают следующие реакции:



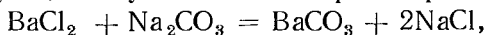
Образующиеся цианиды щелочноземельных металлов являются стойкими и в отличие от цианидов щелочных металлов, образующих при разложении окись углерода, разлагаются с выделением сразу атомарного углерода



что повышает активность ванны.

Под воздействием кислорода воздуха часть цианистого натрия окисляется с образованием углекислого натрия по реакциям, характерным для ванн с солями щелочных металлов.

В ваннах для глубокого цианирования между хлористым барием и образующимся углекислым натрием происходит реакция



в результате которой отрицательно действующий на процесс цианирования углекислый натрий переводится в углекислый барий. Недостатком BaCO_3 является то, что он почти нерастворим в воде и, следовательно, трудно удалим с деталей.

Оптимальный состав ванны для глубокого цианирования следующий:

при расплавлении

6 — 10% NaCN, 80 — 84% BaCl₂, ≤10% NaCl

во время работы

3 — 8% NaCN, ≤30% BaCl₂, ≤30% NaCl, ≤40% BaCO₃.

Хлористый натрий вводят в ванну для понижения температуры плавления, увеличения жидкотекучести и улучшения смывания с деталей остатков солей.

Для поддержания в процессе работы цианирующей активности ванны ее регулярно освежают не только цианистым натрием, но и хлористым барием. Если в ванну не добавлять хлористый барий (количество его все время уменьшается), то в ванне будет накапливаться углекислый натрий и активность ванны будет снижаться. При регулярном освежении активность ванны сохраняется в течение двух-трех месяцев работы. После этого срока работы необходима полная смена солей.

Для уменьшения потерь тепла и степени обеднения цианистой солью зеркало ванны должно быть обязательно покрыто чешуйчатым или порошкообразным графитом. Для глубокого цианирования можно использовать также ванны с цианплавом (10%) в смеси с BaCl₂ или BaCl₂ (65%) и NaCl (25%). Применять цианплав экономически выгодно, но в связи с образованием большого количества пены и осадков цианирование целесообразно производить только в небольших ваннах. При глубоком цианировании также целесообразно применять двухступенчатый процесс: в первой ванне, содержащей 10—15% NaCN (остальное BaCl₂ и NaCl), и во второй ванне, содержащей 3—5% NaCN.

Глубокое цианирование проводят при высокой температуре (900—950° С) в течение нескольких часов. После цианирования детали охлаждают на воздухе, а затем подвергают закалке и низкотемпературному отпуску. Жидкостное цианирование проводят в электродных ваннах, которые целесообразно устанавливать в поточную линию.

§ 3. НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ (ГАЗОВОЕ ЦИАНИРОВАНИЕ)

Общие сведения. При газовом цианировании, называемом нитроцементацией, осуществляется процесс одновременного насыщения поверхности стальной детали углеродом и азотом. Для этого детали нагревают в среде, состоящей из цементующего газа и аммиака, т. е. нитроцементация совмещает в себе процессы газовой цементации и азотирования.

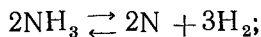
По сравнению с жидкостным цианированием нитроцементация имеет следующие преимущества: 1) безопасность процесса (отсутствуют ядовитые цианистые соли); 2) возможность регулиро-

вания процесса (изменение количеств подаваемого цементующего газа и аммиака); 3) дешевизна процесса (стоимость цементующего газа и аммиака ниже стоимости цианистых солей).

По сравнению с газовой цементацией нитроцементация также имеет преимущества: более низкая температура процесса (840—860° С вместо 900—950° С), меньшая продолжительность процесса, меньшее выделение сажи, большая износостойкость деталей, увеличение срока службы печи и уменьшение расхода топлива (удешевление процесса). Нитроцементацию разделяют на высокотемпературную (для деталей из конструкционных сталей) и низкотемпературную (для режущего инструмента из быстрорежущих сталей).

Высокотемпературную нитроцементацию деталей из углеродистых и легированных сталей проводят при температуре 820—870° С (иногда до 950° С). Высокотемпературная нитроцементация широко внедряется в промышленность, вытесняя не только жидкостное цианирование, но и газовую цементацию благодаря повышенной износостойкости и коррозионной стойкости, возможности комплексной механизации с автоматическим регулированием процесса, более высокой прокаливаемости и закаливваемости нитроцементованного слоя, что позволяет заменять сложнолегированные стали менее легированными и углеродистыми. На результат нитроцементации влияют температура, продолжительность выдержки и соотношение цементующего газа и аммиака. С повышением температуры увеличиваются толщина слоя и содержание углерода, а содержание азота в поверхностном слое (см. рис. 109) уменьшается. Газовым карбюризатором при нитроцементации является смесь эндотермического газа, природного газа и аммиака (табл. 13).

При нитроцементации легированных сталей в безмуфельных агрегатах содержание аммиака в газовой атмосфере составляет 2—5% аммиака. При таком количестве аммиака в нитроцементованном слое не образуются карбонитридные фазы. Для углеродистых сталей подачу аммиака увеличивают до 10—35%. При поступлении газовой смеси в печь при температуре процесса протекают следующие реакции:



Т а б л и ц а 13
Состав газовой среды при нитроцементации
в безмуфельных агрегатах, %

Технологический газ	Сталь	
	легированная	углеродистая
Городской . . .	3,2—5,5	10,0—13,0
Аммиак	2,0—3,5	6,5—7,5
Эндотермический	91—94	79,5—83,5

Образовавшиеся активные атомы азота и углерода адсорбируются поверхностью и диффундируют в глубь детали. При нитроцементации необходимо регулировать степень поверхностного на-

Рекомендуемое насыщение, толщина и качество
нитроцементованного слоя

Марка стали	Оптимальное содержание в слое, %		Толщина слоя, мм	Содержание остаточного аустенита, %
	углерода	углерода и азота		
40X 25XГТ	0,65—0,95	1,0—1,25	0,25—0,45 0,4—0,6	16—30 До 35
25XГМТ	0,75—1,15	1,25—1,6	0,5—0,7	» 50

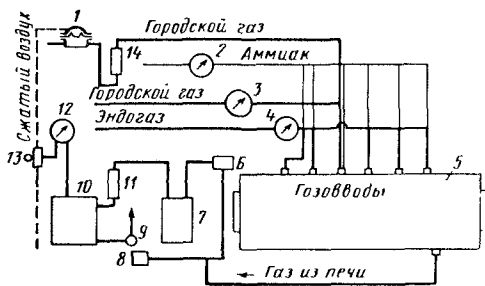
сыщения стали азотом и углеродом, что позволяет получить оптимальные механические свойства. Суммарное содержание азота и углерода определяется толщиной нитроцементованного слоя и химическим составом стали (табл. 14).

Для получения высокого качества нитроцементованного слоя необходимо обеспечить стабильность печной атмосферы. Так как при нитроцементации основную часть печной атмосферы составляет эндотермический газ, регулирование проводится по углеродному потенциалу. Состав печной атмосферы при нитроцементации можно регулировать только по CO_2 (аммиак, содержащийся в газовой смеси, разрушает датчики, регулирующие состав атмосферы по H_2O). Для определения необходимого количества CO_2 с целью создания заданного углеродного потенциала атмосферы применяют те же кривые равновесия, что и в процессах цементации, хотя при добавлении аммиака количество CO_2 и H_2O несколько изменяется. В связи с отсутствием приборов автоматического регулирования азотного потенциала атмосферы необходимо строго регламентировать подачу аммиака. Аммиак подают на последних стадиях насыщения.

Схема системы автоматического регулирования 21-поддонного безмуфельного агрегата при нитроцементации приведена на рис. 112. Контролируемый газ отбирается у деталей вдали от мест подачи газа в печь (обычно на стороне печи, противополож-

Рис. 112. Схема системы автоматического регулирования углеродного потенциала на 21-поддонном агрегате:

1 — мембранный клапан; 2 — расходомер аммиака; 3 — расходомер природного газа; 4 — расходомер эндогаза; 5 — печь; 6 — ватный фильтр; 7 — фильтр для очистки пробы от аммиака; 8 — контрольный газоанализатор на CH_4 ; 9 — насос; 10 — датчик газоанализатора на CO_2 ; 11 — ротаметр; 12 — прибор ЭПД-32; 13 — пневматический клапан; 14 — ротаметр



ной газовой смеси) из предпоследней зоны. Контролируемый газ прокачивают насосом 9 через ватный фильтр 6 (очистка от сажи и механических примесей) и фильтр 7 с 10%-ным раствором H_2SO_4 (отмывка от остаточного аммиака). Количество подаваемого газа контролируется ротаметром 11. Анализ газа на содержание CO_2 производится датчиком 10, который снабжен записывающим прибором ЭПД-32. При отклонении содержания CO_2 в газе от заданного значения поступает электрический сигнал на пневматический клапан 13, через который пропускается сжатый воздух, поступающий в надмембранное пространство клапана 1. Клапан 1 регулирует подачу в печь городского газа: открывается при повышенном содержании CO_2 в печи и закрывается при снижении количества CO_2 , прекращая подачу городского газа. Расход городского газа контролируется ротаметром 14. При автоматическом регулировании процесса нитроцементации устанавливается постоянная подача эндогаза, аммиака и городского газа. Добавка городского газа, необходимая для поддержания заданного углеродного потенциала, осуществляется через систему автоматического регулирования. Так как нитроцементация проводится при более низкой температуре, разность углеродных потенциалов первого и второго периодов насыщения мала, поэтому при нитроцементации обычно не применяют ступенчатые режимы.

После нитроцементации детали подвергают непосредственной закалке (с подстуживанием). Для уменьшения коробления целесообразно проводить ступенчатую закалку в щелочной или масляной ванне, имеющей температуру 180—200° С. Так как азот увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита и уменьшает критическую скорость закалки, можно применять ступенчатую закалку в горячих средах для крупных деталей.

В нитроцементованном слое при охлаждении в процессе закалки до температуры 20° С аустенит превращается в мартенсит; при этом в слое сохраняется большое количество остаточного аустенита (20—40%). Для более полного превращения остаточного аустенита в мартенсит применяют обработку холодом и дробеструйный наклеп (возможно одновременное применение этих методов), что позволяет повысить не только твердость, но и предел выносливости (в нитроцементованном слое возникают напряжения сжатия).

После нитроцементации и закалки детали подвергают низкому отпуску. Для деталей, твердость которых должна быть выше *HRC* 60, температура отпуска принимается равной 160—170° С; для деталей твердостью *HRC* 57—58, работающих в условиях значительных ударных нагрузок, температура отпуска не ниже 200—210° С.

Хорошие результаты получаются при нитроцементации триэтаноломином. Триэтаноломин — прозрачная жидкость от желтого до коричневого цвета. При температурах 500° С и выше три-

этанолламин разлагается с образованием H_2 (57%), CO (32%) и CH_4 (1—2%). При этом образуется некоторое количество аммиака; при температурах процесса он диссоциирует с выделением атомарного азота и водорода. Лучшие результаты получаются при применении триэтанолламина в смеси с водой (10%) (меньше выделение сажи и смолистых веществ). При разложении такой смеси в печи образуется газовая атмосфера с температурой в точке росы $+9^\circ\text{C}$. Нитроцементацию триэтанолламином можно применять для деталей из конструкционных сталей (10, 20Х, 18ХГТ, 20Х2Н4А и др.), а также для инструмента из быстрорежущих сталей.

Оптимальная температура газового цианирования деталей триэтанолламином 860°C (в некоторых случаях температуру повышают до $920\text{—}940^\circ\text{C}$). После выдержки в зависимости от требуемой толщины слоя проводится непосредственная закалка в воду или масло (в зависимости от марки стали) и низкотемпературный отпуск. Для устранения избыточных количеств остаточного аустенита рекомендуется перед отпуском детали подвергать обработке холодом при минус 60°C . Чтобы в результате нитроцементации в поверхностном слое не было пересыщения углеродом и азотом и образования хрупких карбонитридных фаз, необходимо регулировать подачу триэтанолламина в печь. В качестве жидких карбюризаторов при проведении газового цианирования также можно применять керосин, пиробензол и синтин с добавками газообразного аммиака.

Для обеспечения достаточной циркуляции газа в рабочем пространстве печи необходима подача в печь технического азота. При отсутствии азота снижается толщина нитроцементованного слоя при одной и той же выдержке. При применении керосина для печи СШЦ-04.09/10 оптимальным является следующий расход компонентов, подаваемых в печь: 43—49% керосина, 14—17% аммиака, 34—43% технического азота. При подаче жидкого карбюризатора в печь его расход измеряют в кубических сантиметрах в час (объем капель у различных капельниц неодинаков). Газовое цианирование триэтанолламином при $920\text{—}940^\circ\text{C}$ по сравнению с газовой цементацией керосином повышает скорость процесса на 30—50%, а износостойкость поверхностного слоя примерно в 1,5 раза, облегчает и удешевляет производство, создает более безопасные условия труда.

Свойства, структура и дефекты нитроцементованной стали. Благодаря присутствию азота нитроцементованная сталь обладает более высокими механическими свойствами, чем цементованная сталь. Поэтому толщина слоя при нитроцементации должна быть меньше, чем при цементации, и значительно повышается предел прочности при изгибе и растяжении.

При небольших толщинах слоя предел выносливости цементованной и нитроцементованной сталей одинаков, но при большой толщине слоя предел выносливости нитроцементованной

стали выше. После нитроцементации с непосредственной закалкой сталь имеет более мелкое зерно, чем после цементации, что уменьшает склонность к хрупкому разрушению и повышает также предел выносливости. Ударная вязкость стали после цементации и нитроцементации примерно одинакова. Нитроцементованный слой обладает хорошей износ- и коррозионностойкостью. Но коррозионная стойкость нержавеющей сталей (14X17H2, 12X13) после нитроцементации снижается. По сравнению с цементацией при нитроцементации значительно повышается прокаливаемость и закаливаемость диффузионного слоя за счет легирования аустенита азотом. Применение ступенчатой закалки уменьшает коробление и позволяет уменьшить припуск на шлифование.

Повышенная прочность связана с влиянием азота на свойства стали. Влияние азота тем эффективнее, чем ниже температура нитроцементации. После медленного охлаждения микроструктура нитроцементованного слоя отличается от микроструктуры цементованного слоя наличием отдельных включений карбонитридов или тонкой поверхностной карбонитридной корочки. Оптимальной структурой после закалки и низкого отпуска является структура мелко- или среднеигольчатого мартенсита с тем или иным (20—40%) количеством остаточного аустенита (рис. 113).

Повышенное содержание остаточного аустенита приводит к снижению контактной и усталостной прочности. На количество остаточного аустенита влияют температура нитроцементации, химический состав стали и суммарное содержание азота и углерода. Азот, присутствуя в слое, значительно повышает количество остаточного аустенита в легированных сталях. Так, в сталях с содержанием никеля 3,25—3,75% (12X2H4A, 20X2H4A) в закаленном слое сохраняется до 60—70% остаточного аустенита. Поэтому предельное содержание никеля в сталях должно быть не более 1,2%. Суммарное содержание углерода и азота должно быть в требуемых пределах (см. табл. 14). Снижение содержания углерода приводит к образованию структуры низкоуглеродистого мартенсита с трооститом. При увеличении содержания углерода возрастает количество остаточного аустенита и появляется карбонитридная фаза, снижающая устойчивость аустенита в связи с переходом азота и углерода в карбонитриды. При этом на поверхности появляется трооститная сетка (рис. 114). Присутствие карбонитридов в слое снижает также сопротивляемость ударным нагрузкам в результате охрупчивания слоя. При содержании азота в слое менее 0,1% вследствие внутреннего окисления происходит обеднение твердого раствора легирующими элементами и появляются продукты немартенситного превращения аустенита (трооститная сетка).

С повышением содержания азота в поверхностном слое появляется дефект в виде темных пятен, хорошо видимых только на нетравленных шлифах, называемый «темной составляющей» (рис. 115). «Темная составляющая» представляет собой поры, возникающие

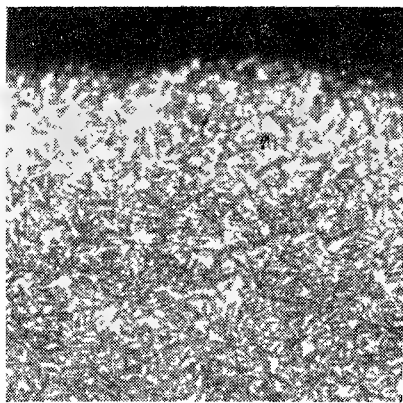


Рис. 113. Микроструктура нитроцементованного слоя стали после закалки и низкого отпуска; $\times 400$

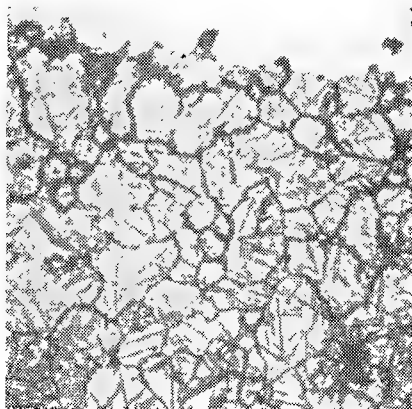


Рис. 114. Микроструктура нитроцементованного слоя с трооститной сеткой; $\times 500$

при большом давлении молекулярного азота в слое и заполненные окислами, образовавшимися в результате развития внутреннего окисления в эндотермических атмосферах. Этот дефект является необратимым и не устраняется повторной фазовой перекристаллизацией. Наличие «темной составляющей» снижает предел выносливости на 45—75%. Этот дефект наблюдается только при содержании азота в слое более 0,5%, поэтому содержание азота 0,45% считается предельным.

Дефектом нитроцементованного слоя является также и обезуглероживание, которое снижает предел выносливости на 20—25%. Обезуглероживание может происходить при снижении углеродного потенциала в конце процесса, при нарушении соотношения углеродсодержащих и азотирующих компонентов газовой атмосферы, при передаче деталей из печи по воздуху в закалочный бак.

На механические свойства нитроцементованного слоя влияет процесс деазотирования. Азот, находящийся в стали в твердом растворе или в виде нитридов, при нагреве обладает способностью улетучиваться. При нитроцементации в первый период процесса происходит одновременное насыщение углеродом и азотом. Во втором

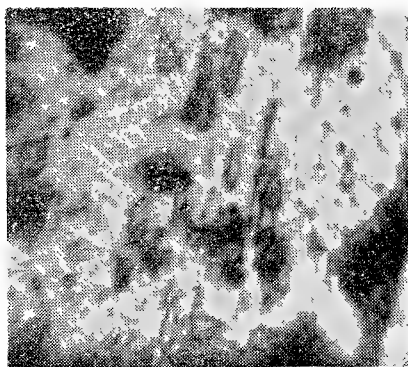


Рис. 115. Микроструктура темной составляющей в нитроцементованном слое без травления; $\times 1000$

периоде насыщение азотом приостанавливается, и даже при постоянном составе газовой среды концентрация азота на поверхности диффузионного слоя снижается. Деазотирование увеличивается с повышением температуры и длительности выдержки. При охлаждении на воздухе и повторных нагревах под закалку деазотирование достигает 90%. Поэтому высокие механические свойства стали могут быть получены только при непосредственной закалке после нитроцементации.

§ 4. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Низкотемпературную нитроцементацию проводят в среде цементующего газа (эндогаза) с добавкой аммиака или в продуктах пиролиза триэтанолamina. Для уменьшения выделения смолистых веществ и сажи при поступлении триэтанолamina в печь с температурой 550—650° С его разбавляют водой или проводят предварительно пиролиз при 900° С. Температура нитроцементации принимается 600° С, длительность 6—10 ч. Повышение температуры до 650—700° С вызывает хрупкость слоя; понижение температуры ниже 600° С приводит к увеличению длительности выдержки для получения требуемой толщины слоя. Общая толщина слоя получается равной 0,25—0,35 мм, карбонитридного слоя — 7—10 мкм. Структура карбонитридного слоя после медленного охлаждения состоит из ϵ -фазы $[\text{Fe}_2(\text{N}, \text{C})]$, $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$ и γ' -фазы $[\text{Fe}_4(\text{N}, \text{C})]$. Твердость слоя углеродистых сталей достигает HV 250—350, легированных конструкционных сталей HV 500—700. Диффузионный слой обладает высокой износостойкостью в условиях сухого и жидкого трения. Стойкость против задира улучшаемых конструкционных сталей увеличивается в 1,5 раза. Значительно повышается предел выносливости. При наличии концентраторов напряжений предел выносливости возрастает на 100%. Это объясняется тем, что в диффузионном слое образуются остаточные сжимающие напряжения, причем максимум этих напряжений сосредоточен на поверхности в местах концентраторов напряжений. Внедрение этого процесса в промышленность значительно повысит долговечность многих деталей.

§ 5. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ЦИАНИРОВАНИЕ И НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Низкотемпературное цианирование применяют для улучшения режущих свойств, повышения стойкости инструмента из быстрорежущих сталей и проводят при 540—560° С. Низкая температура цианирования обусловлена тем, что цианированию подвер-

гают окончательно термически обработанный инструмент, и поэтому температура цианирования не должна превышать температуры отпуска быстрорежущих (или высокохромистых) сталей. Низкотемпературное цианирование проводят в жидких, газовых и твердых средах.

При низкотемпературном цианировании в жидких средах используют цианистые ванны, содержащие 35—50 % NaCN (остальное Na_2CO_3 и NaCl); время выдержки 5—30 мин, толщина слоя 0,02—0,04 мм.

В цианистой ванне протекают следующие процессы: 1) накопление кислорода и окисление NaCN до NaCNO; 2) разложение NaCNO с образованием Na_2CO_3 , CO и N и активным насыщением азотом и углеродом; при этом на поверхности инструмента образуется тонкая нетравящаяся корка карбонитридов; 3) дальнейшее разложение NaCNO (выделение активного углерода в этот период резко уменьшается). В ванне, проработавшей 12—15 ч, цианированный слой получается быстрее, без образования хрупкой карбонитридной корки. Поэтому не рекомендуется проводить низкотемпературное цианирование инструмента в свежеприготовленной ванне.

Низкотемпературная нитроцементация проводится в смеси углеродсодержащего газа (65—75 %) и аммиака (25—35 %). В отличие от высокотемпературного при низкотемпературном газовом цианировании могут применяться малоактивные углеродсодержащие газы, так как при низких температурах цианирования на повышение твердости и износостойкости поверхности в основном влияет азот. Время выдержки при газовом цианировании 1—2 ч. Слой, необходимый для упрочнения режущего инструмента (толщина 0,05—0,055 мм), можно получить в результате низкотемпературного газового цианирования триэтаноламином (время выдержки 2,5—3 ч).

Для низкотемпературного цианирования в твердых средах применяют смеси, в состав которых входит желтая кровяная соль [(60—80 % древесного угля и 20—40 % $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$ или 40—60 % древесного угля, 20—25 % $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$ и 20—40 % животного угля — рогового, костяного]. При нагреве происходит разложение желтой кровяной соли по реакции:



Выделяющиеся в атомарном состоянии азот и углерод диффундируют в сталь. Цианистый калий частично окисляется с образованием синильной кислоты; кислота образуется в таком незначительном количестве, что она не представляет опасности для обслуживающего персонала. При низкотемпературном цианировании в твердых средах составные части смеси измельчаются (зерна древесного угля 1—3 мм в поперечнике), тщательно пере-

мешиваются и просушиваются при 100—200° С. Приготовленную смесь необходимо предохранять от сырости. Отработавшую смесь можно использовать для засыпки пустот в ящиках и применять как примесь к свежей смеси в количестве 70—80 %.

Предварительно очищенный инструмент укладывают в железные ящики размером 250×200×150 мм или 200×100×80 мм; размеры ящиков увеличивать не рекомендуется. На дно ящика насыпают слой смеси толщиной 25—30 мм. На него укладывают инструмент с промежутками в 15—20 мм и засыпают смесью; укладывают следующий инструмент, снова засыпают смесью, и так до полного заполнения ящика. Сверху ящик закрывают крышкой, обмазывают глиной (около крышки), подсушивают и устанавливают в печь крышкой вниз. Температура цианирования инструмента из быстрорежущих сталей Р18 и Р9 550—560° С. При указанной температуре ящики выдерживают в зависимости от условий работы инструмента в течение 1,5—3,5 ч.

После выдержки ящики вынимают из печи и охлаждают на воздухе до 200—100° С. Затем ящики вскрывают и все содержимое высыпают на проволочную сетку. Инструмент еще в горячем состоянии очищают проволочной щеткой от остатков смеси и охлаждают на воздухе до температуры 20° С, затем промывают теплой водой, сушат и протирают масляной тряпкой. Замачивать еще не вполне остывший инструмент нельзя — могут образоваться трещины. Охлаждать ящики вместе с их содержимым до температуры 20° С не рекомендуется, так как смесь слипается и разгрузка ящика затрудняется. После цианирования инструмент осматривают, проверяют сохранность его режущих кромок, отсутствие трещин и загрязнений и контролируют на твердость и хрупкость.

Для низкотемпературного цианирования в твердых средах можно использовать камерные печи, обеспечивающие температуру в пределах 550—660° С. При низкотемпературном цианировании быстрорежущей стали образуется цианированный слой толщиной 0,015—0,055 мм, состоящий из двух зон: тонкой нетравящейся (на поверхности) и темнотравящейся (нижележащей). В наружной нетравящейся белой зоне присутствуют цементит и нитрид железа (ϵ -фаза), а также избыточные карбиды быстрорежущей стали; твердость этой зоны HV 850—900. При резании белая зона быстро изнашивается, и поэтому ее толщина не должна превышать 0,002—0,003 мм. Нижележащая темнотравящаяся зона (влияющая на свойства цианированной стали) представляет собой смесь мартенсита, карбидов и карбонитридных фаз, в которых преобладает фаза $Fe_3(N, C)$, твердость этой зоны HV 1000—1100. В микроструктуре слоя, полученного при цианировании триэтаноламином, белая нетравящаяся зона почти всегда отсутствует, карбиды и нитриды расположены равномерно по всему слою. Стойкость инструмента после цианирования возрастает в 1,5—2,5 раза.

§ 6. ТЕХНИКА БЕЗОПАСНОСТИ

Обращение с цианистыми солями, являющимися одним из сильнейших ядов, требует самого тщательного соблюдения всех мер предосторожности.

К работе с цианистыми солями должен допускаться только обслуживающий персонал в специальной одежде и обуви. Выход с участков хранения и применения цианистых солей в спец-одежде не разрешается. Участок цианирования должен быть размещен в отдельном изолированном помещении. Печи-ванны должны быть закрыты защитными кожухами, снабженными вытяжной вентиляцией. Дверцы кожухов должны быть постоянно закрыты и открываться только во время загрузки и выгрузки деталей, добавки солей и т. п. Загрузка солей в печь-ванну должна проводиться малыми порциями, обязательно в рукавицах и защитных очках. Тигель не должен загружаться более чем на $3/4$ емкости во избежание расплескивания соли через край. Пена, грязь, осадки со дна тигля должны удаляться специальным ковшом и собираться в металлический запирающийся ящик для отправки на обезвреживание. Во избежание выплескивания цианистых солей при их расплавлении тигель должен быть закрыт крышкой и нагреваться медленно. Перед цианированием детали должны быть очищены от масла и просушены. Цианирование проводится погружением деталей в ванну на крючках, проволоке, в ковшах и различных специальных приспособлениях. После цианирования и последующей закалки детали должны быть обязательно обезврежены (в 1%-ном растворе железного купороса) и промыты в горячей воде.

Закалочные и промывочные воды обезвреживают железным купоросом и кальцинированной содой. Обезвреживать необходимо также отходы цианистых ванн. Если отходы легко растворимы в воде, то их обрабатывают в кипящем водном растворе железного купороса.

Прием пищи и курение в местах хранения и работы с цианистыми солями запрещены. В случае появления тошноты, головокружения, порезов и ожогов рук работающий должен быть отстранен от работы.

Правила техники безопасности при газовом цианировании (нитроцементации) те же, что и при газовой цементации. Аммиачные баллоны должны находиться под вытяжным зонтом и иметь стальные редукторы. Применять кислородные редукторы не разрешается.

ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ МЕТАЛЛАМИ И МЕТАЛЛОИДАМИ

§ 1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Кроме рассмотренных процессов химико-термической обработки — цементации, азотирования и цианирования, существуют и применяются в промышленности способы насыщения поверхности стальных деталей различными металлами (алюминием, хромом и др.) и металлоидами (кремнием, бором и др.). Назначение такого насыщения — повышение окалинстойкости, коррозионнстойкости, кислотостойкости, твердости и износостойкости деталей. В результате поверхностный слой приобретает особые свойства, что позволяет экономить легирующие элементы. При насыщении металлами и металлоидами скорость диффузии мала, в связи с чем необходима высокая температура процесса (1000—1100° С) и длительная выдержка для получения необходимой толщины слоя. Указанные способы насыщения могут осуществляться в порошкообразных смесях, в жидких и газовых средах.

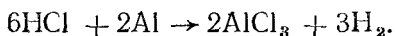
§ 2. АЛИТИРОВАНИЕ

Алितिование — процесс насыщения поверхностного слоя стали алюминием для повышения жаростойкости (окалинстойкости) и сопротивления атмосферной коррозии стальных деталей. Алитированные детали имеют необходимую стойкость при нагреве до 900° С. Жаростойкость алитированной стали объясняется тем, что при нагреве в окислительной среде поверхность алитированного слоя окисляется, образуется плотная пленка окиси алюминия (Al_2O_3), которая и предохраняет от окисления основной металл. Алитирование проводится в порошкообразных смесях, в ваннах с расплавленным алюминием, в газовой среде и распыливанием жидкого алюминия.

Наиболее широкое распространение имеет алитирование в порошкообразных смесях; детали нагревают в стальных ящиках вместе с алитирующим составом, в который входят порошок алюминия или ферроалюминия (источник насыщения алюминием) и хлористый аммоний (NH_4Cl). Хлористый аммоний при высоких температурах разлагается по реакции



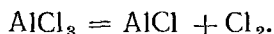
Хлористый водород реагирует с алюминием с образованием хлористого алюминия



Хлористый алюминий взаимодействует с алюминием с образованием субхлорида:



или



На поверхности стальной детали происходит самовосстановление алюминия:



Образующийся атомарный алюминий диффундирует в поверхность детали. Обычно алитирование проводится в смеси, содержащей 98—99,5% ферроалюминия (примерно 40% железа, остальное алюминий с примесью меди, кремния, марганца и углерода) или алюминия и 0,5—2% хлористого аммония.

В смесь, содержащую порошок алюминия, добавляют порошок окиси алюминия (глинозем) или каолина, препятствующий спеканию порошка алюминия (49,5% порошка алюминия, 49,5% окиси алюминия и 1% хлористого аммония). В смесь, содержащую ферроалюминий, каолин или глинозем не добавляют, так как ферроалюминий мало подвержен спеканию. Изменение содержания хлористого аммония в пределах 0,5—2% не влияет на толщину слоя.

После алитирования каждой партии деталей к использованной смеси необходимо добавлять 20% свежей смеси. Если после многократного употребления в смеси остается менее 20% алюминия, смесь переплавляют. Температура алитирования 950—1050° С. На деталях из сталей Ст1, Ст2 и Ст3 при температуре 1000° С получают алитированный слой толщиной 0,6 мм в течение 12 ч и толщиной 1,1 мм в течение 24 ч.

После алитирования детали тщательно очищают волосяными щетками и сжатым воздухом от остатков ферроалюминия, наличие которого, особенно на деталях с тонким алитированным слоем (до 0,1 мм), вызывает коррозию. В поверхностных зонах слоя после алитирования содержится до 40—50% Al, а для обеспечения жаростойкости достаточно иметь в поверхностном слое 10—15% Al. При высоком содержании алюминия алитированный слой хрупкий.

Для снижения и выравнивания содержания алюминия в поверхностном слое и устранения хрупкости проводится диффузионный отжиг при 900—1050° С в течение 4—5 ч. При этом толщина слоя увеличивается на 20—40% и более. Ответственные детали для измельчения зерна сердцевины подвергают нормализации при температуре 860—890° С.

Жидкостное алитирование проводится в ванне с расплавленным алюминием, насыщенным железом (8—12%), для предотвращения интенсивного растворения деталей в расплаве алюминия. Температура алитирования 680—800° С, выдержка 0,5—1,5 ч.

После алитирования производится диффузионный отжиг при 900—1100° С в течение 4—5 ч.

При температуре 750° С в течение 45 мин получается алитированный слой толщиной 0,25 мм. После диффузионного отжига толщина слоя увеличивается до 0,45 мм. Преимущества данного способа — низкая температура алитирования, малая продолжительность и простота осуществления процесса. К недостаткам этого способа следует отнести разрушающее влияние, оказываемое расплавленным алюминием на материал тигля, налипание алюминия на поверхность деталей и частичное растворение деталей. Был предложен более совершенный способ кратковременного алитирования в расплавах алюминия под слоем флюса (меньшее налипание алюминия на поверхность стали, более равномерный по глубине слой). Температура алитирования 700—750° С. Сначала детали нагревают в течение 2—4 мин в расплавленном флюсе (например, состава: 40% NaCl, 40% KCl, 10% AlF₃, 10% Na₃AlF₆), а затем погружают в расплавленный алюминий, где выдерживают от нескольких секунд до 5—10 мин. Получаемая толщина слоя 0,015—0,05 мм. Налипший алюминий (толщиной 0,1—0,2 мм) сдувают горячим воздухом. Так как уменьшается время контакта деталей с расплавом, то детали меньше разъедаются и облегчается очистка их поверхности.

При газовом алитировании детали помещают в реторту. Часть реторты заполняют порошкообразной смесью (45% Al, 45% Al₂O₃ и 10% NH₄Cl) и нагревают до 600° С. Другую часть реторты с деталями нагревают до 900—1000° С. Через реторту пропускают водород (можно хлор или хлористый водород). Образующийся в первой половине реторты хлористый алюминий поступает к деталям, и при температурах процесса протекают реакции, приводящие к образованию атомарного алюминия, который и диффундирует в сталь. Газовое алитирование в промышленности не применяют вследствие недостаточной скорости процесса и получения неравномерной толщины слоя.

Алитирование методом металлизации с последующим отжигом — заключается в том, что на поверхность подготовленной детали (с помощью дробеструйной обработки для обеспечения хорошего сцепления напыленного алюминия с деталью) из специального аппарата наносят слой алюминия толщиной 0,7—1,2 мм. Затем алюминиевый слой покрывают специальной обмазкой следующего состава: 50% серебристого графита, 20% огнеупорной глины, 30% кварцевого песка, 8% жидкого стекла и 2% хлористого аммония. Приготовленную обмазку подогревают до 80—100° С и наносят на поверхность детали окунанием, кистью или пневматическим распылителем. Толщина слоя обмазки 0,8—1,5 мм. Далее детали просушивают на воздухе и в печи при температуре 80—100° С.

Подготовленные таким образом детали помещают в печь с температурой 500—600° С. Повышают температуру до 900—

950° С, выдерживают 2—4 ч и охлаждают вместе с печью до 600° С. Этот метод обеспечивает получение качественного слоя толщиной от 0,2 до 0,4 мм при сравнительно низкой стоимости по сравнению с алитированием в порошкообразных смесях.

Алитированию подвергают детали из низкоуглеродистой стали и значительно реже из среднеуглеродистой стали, специальной стали или из серого чугуна. С увеличением в стали содержания углерода и легирующих элементов скорость диффузии алюминия понижается. При микроанализе алитированной стали ближе к сердцевине выявляется почти нетравящийся белый слой, представляющий собой твердый раствор алюминия в α -железе. В середине слоя—иглы и сетка химического соединения Fe_3Al . Ближе к поверхности образуется интерметаллическое соединение алюминия и железа Fe_2Al_5 .

При диффузии алюминия углерод оттесняется в глубь детали и скапливается за алитированным слоем. Твердость стали после алитирования значительно увеличивается и достигает HV 400—500. При содержании в слое 20—30% алюминия слой имеет удовлетворительную вязкость и не разрушается.

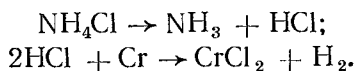
Алитированию подвергают топливники газогенераторов, чугунные колосники, цементационные ящики, электронагреватели, чехлы для термопар и другие детали, работающие при высоких температурах.

§ 3. ДИФфуЗИОННОЕ ХРОМИРОВАНИЕ

Хромирование — процесс насыщения поверхностного слоя стали хромом для повышения коррозионной стойкости и жаростойкости, а при хромировании высокоуглеродистых сталей — для повышения твердости и износостойкости.

При хромировании в порошкообразных смесях детали нагревают в стальных ящиках в смеси, состоящей из 50% хрома (феррохрома), 49% глинозема (каолина) и 1% хлористого аммония. Применяют также смесь, состоящую из 60% хрома (феррохрома), 35% глинозема (каолина) и 5% соляной кислоты. Измельченный хром (феррохром) сначала обрабатывают соляной кислотой, а затем смешивают с глиноземом (каолином). Температура хромирования 1000—1050° С, выдержка 6—12 ч, получаемая толщина слоя 0,08—0,15 мм на деталях из низкоуглеродистой стали и 0,01—0,03 мм на деталях из высокоуглеродистой стали.

При хромировании в смеси хрома (феррохрома) с хлористым аммонием протекают реакции:



При контакте поверхности нагретой детали с газообразным хлоридом хрома происходит реакция



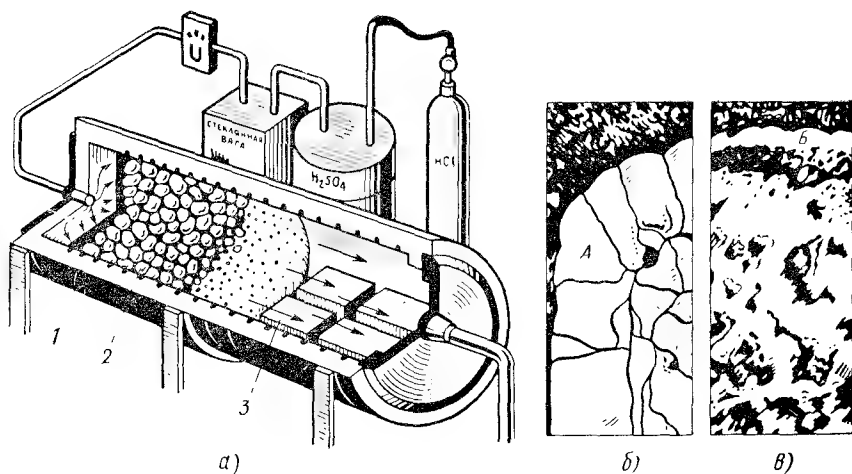
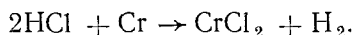


Рис. 116. Установка для газового хромирования (а) и микроструктуры хромированного слоя низко (б) и среднеуглеродистой (в) сталей:

1 — печь; 2 — феррохром; 3 — детали; А — твердый раствор хрома в α -железе; Б — карбид хрома Cr_{23}C_6

Образующийся атомарный хром диффундирует в поверхность детали.

Газовое хромирование осуществляют следующим образом. Через реторту, где помещены феррохром (хром) и детали (рис. 116), пропускают смесь водорода и хлористого водорода или газообразный хлористый водород (хлор). В первом случае водород пропускают через концентрированную соляную кислоту и вытесненный хлористый водород вместе с водородом поступает в реторту, нагретую до $950\text{--}1000^\circ\text{C}$. При воздействии на феррохром (хром) хлористого водорода образуется легкоиспаряющийся хлорид хрома:



Далее протекает реакция с образованием хрома в атомарном состоянии: $\text{CrCl}_2 + \text{H}_2 \rightarrow 2\text{HCl} + \text{Cr}$, который и диффундирует в поверхность детали. После выдержки в течение 5—6 ч получается слой толщиной 0,08—0,10 мм.

При жидкостном хромировании детали нагревают до $950\text{--}1000^\circ\text{C}$ в соляной ванне, состоящей из 80% BaCl_2 и 20% CaCl_2 или 70% BaCl_2 и 30% NaCl , в которую добавлено 10—20% (от массы солей) хлористого хрома (CrCl_2) или 20—25% порошка феррохрома. После выдержки в течение 10—15 мин получается слой толщиной 0,01—0,03 мм; недостаток способа — понижение активности ванны в связи с накоплением продуктов реакции.

Хромированию подвергают детали из сталей с различным содержанием углерода. С повышением содержания углерода в стали

процесс хромирования замедляется. При одной и той же температуре и выдержке на деталях из низкоуглеродистой стали получается значительно более глубокий слой, чем на деталях из высокоуглеродистой стали. В зависимости от содержания углерода в хромируемой стали фазовый состав и свойства хромированного слоя получаются различными.

Хромированный слой на деталях из низкоуглеродистой стали представляет собой твердый раствор хрома в α -железе и содержит 30—60% хрома (см. рис. 116). Хромированный слой на деталях из средне- и высокоуглеродистой сталей состоит преимущественно из карбидов хрома Cr_{23}C_6 (на поверхности) и Cr_7C_3 (ближе к сердцевине). Диффузионный слой серого перлитного чугуна состоит из карбидов хрома $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ и $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$. Содержание углерода в поверхностном слое достигает 7—8%, а хрома — 75—95%. В зоне, расположенной непосредственно за хромированным слоем, содержание углерода повышено по сравнению с содержанием углерода в сердцевине в связи с тем, что не весь продиффундировавший к поверхности углерод используется для образования карбидного поверхностного слоя, так как скорость диффузии углерода больше скорости диффузии хрома.

Твердость поверхности деталей из хромированной низкоуглеродистой стали невысокая — HV 180—280, а деталей из высокоуглеродистой стали доходит до HV 1350 и превосходит твердость не только цементованной и закаленной стали, но и азотированной. Хромированный слой на деталях из средне- и высокоуглеродистой сталей обладает высокой износостойкостью. Хромированный слой на деталях из низкоуглеродистой стали обладает хорошей пластичностью; детали можно сгибать, осаживать, сплющивать и т. п. Хромированный слой на деталях из высокоуглеродистой стали обладает повышенной хрупкостью, особенно на острых гранях, что является его основным недостатком.

Антикоррозионными свойствами во многих средах (растворах поваренной соли, морской воде, сернистых и углекислых газах и т. п.) обладают хромированные слои, полученные на деталях из любых сталей, но более стойки стали с карбидным слоем, которые хорошо сопротивляются действию 20%-ной соляной кислоты и 30—50%-ной азотной кислоты. Жаростойкость хромированной стали ограничивается температурой 800°С. Хромированию подвергают различные детали: клапаны компрессоров, втулки насосов, матрицы для холодной высадки и др.

§ 4. СИЛИЦИРОВАНИЕ

Силицирование — процесс насыщения поверхностного слоя детали кремнием для повышения коррозионной стойкости и кислотостойкости. Силицированию подвергают детали из низко- и среднеуглеродистых сталей, а также из ковкого и высокопрочного чугунов. Силицирование проводят в порошкообразных смесях, газовых и жидких средах.

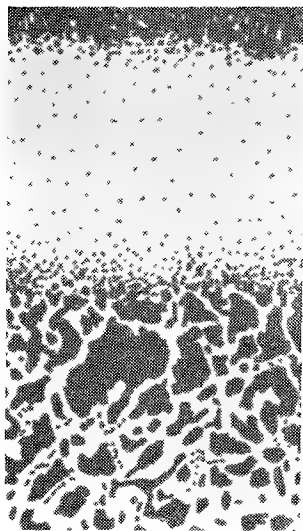
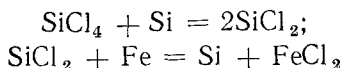


Рис. 117. Микроструктура силицированного слоя стали (схема)

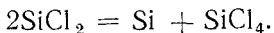
При силицировании в порошкообразных смесях (75% ферросилиция, 20% глинозема или каолина и 5% хлористого аммония) детали нагревают в стальных ящиках. Температура силицирования 1100—1200° С, выдержка 2—12 ч; оно протекает медленно (слой толщиной 0,1 мм получается после выдержки в течение 4 ч при 1100° С). В связи с длительностью процесса силицирование в порошкообразных смесях применяют редко.

Газовое силицирование проводят чаще в печах с вращающимися ретортами, куда помещают детали и засыпают их порошком ферросилиция или карборунда (SiC). Через реторту, нагретую до 950—1050° С, пропускают хлор или хлористый водород, которые реагируют с ферросилицием или карборундом с образованием хлористого кремния (SiCl₄).

Далее протекают реакции



или



Непрореагировавший SiCl₄ вступает в реакцию $\text{SiCl}_4 + \text{Fe} = \text{SiCl}_2 + \text{FeCl}_2$. Образовавшийся атомарный кремний диффундирует в поверхность деталей. После силицирования детали охлаждают вместе с ретортой в потоке хлора до 200—100° С, а затем содержимое реторты высыпают на сетку, где детали окончательно охлаждаются. При газовом силицировании насыщение кремнием происходит интенсивно — слой толщиной 1 мм получается после выдержки в течение 2 ч при 1050° С.

Силицирование в жидких средах проводят в расплаве солей (50% BaCl₂ и 50% NaCl), в который добавляют 15—20% ферросилиция (70—90% Si). При температуре 1000° С в течение 2 ч толщина слоя на детали из низкоуглеродистой стали получается 0,35 мм. Этот процесс промышленного применения не имеет. Микроструктура силицированного слоя представляет собой твердый раствор кремния в α-железе. Количество кремния в поверхностных зонах слоя достигает 14%; чем глубже расположена зона, тем меньше кремния. В зоне, расположенной непосредственно за силицированным слоем, содержание углерода повышено по сравнению с содержанием углерода в сердцевине (рис. 117). Это объясняется оттеснением углерода в глубь детали

в связи с его плохой растворимостью в кремнистом феррите. Характерной особенностью силицированного слоя является его пористость. Несмотря на низкую твердость ($HV\ 250\text{—}300$), силицированный слой весьма хрупкий, очень плохо обрабатывается режущими инструментами, но обладает повышенной стойкостью против истирания, особенно после проварки в масле при $150\text{—}200^\circ\text{C}$ (масло впитывается в поры и служит смазкой при трении). Силицированный слой обладает высокой коррозионной стойкостью в обычной и морской воде и кислотостойкостью в азотной, серной и соляной кислотах. Силицирование повышает также жаростойкость стали до $700\text{—}750^\circ\text{C}$.

§ 5. БОРИРОВАНИЕ

Борирование — процесс насыщения поверхностного слоя детали бором. Назначение борирования — повысить твердость, сопротивление абразивному износу и коррозии в агрессивных средах, теплостойкость и жаростойкость стальных деталей. Существует два метода борирования: жидкостное электролизное (внедрено в производство) и газовое борирование (опробовано в лабораторных условиях).

Наиболее распространенным является жидкостное электролизное борирование: в тигель с расплавленной бурой помещают обрабатываемую деталь (катод) и графитовый стержень (анод), через которые пропускают постоянный ток для создания процесса электролиза. Оптимальная температура борирования $920\text{—}950^\circ\text{C}$. Основным оборудованием являются печи-ванны с электрическим или газовым обогревом.

Техническая бура $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ при плавлении теряет воду и диссоциирует с образованием атомарного бора. Образующийся атомарный бор диффундирует в поверхность детали. Оптимальный режим борирования: плотность тока на катоде $0,15\text{—}0,20\text{ A/cm}^2$, напряжение $2\text{—}14\text{ В}$, температура $930\text{—}950^\circ\text{C}$, выдержка $2\text{—}4\text{ ч}$; при этом получается диффузионный слой толщиной $0,15\text{—}0,35\text{ мм}$.

Повышение плотности тока, температуры и длительности процесса незначительно увеличивает толщину слоя при одновременном возрастании его хрупкости. Кроме того, повышение температуры приводит к уменьшению срока службы оборудования, увеличению расхода сырья и ухудшает структуру основного металла. Понижение температуры уменьшает скорость диффузии и замедляет процесс борирования.

Детали, подвергаемые борированию, должны иметь чистую поверхность. Окалину и ржавчину удаляют дробеструйной обработкой. Для удаления следов масла и других загрязнений детали протирают ветошью, сухой или смоченной бензином. Местная защита поверхностей, не подвергаемых борированию, осуществляется гальваническим омеднением или электролитическим хромированием (более надежный способ).

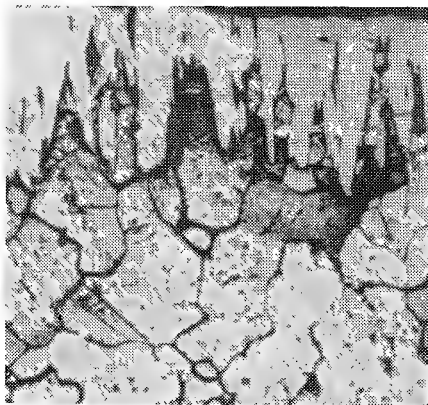


Рис. 118. Микроструктура борированного слоя железа; $\times 100$

Обрабатываемые детали помещают в ванну в специальных приспособлениях-держателях. По окончании процесса ток выключают, детали вынимают и охлаждают на воздухе до $60-80^{\circ}\text{C}$; для растворения налипшей буры детали кипятят в воде в течение 1—2 ч. Оставшуюся бурю очищают металлической щеткой. В процессе борирования расплавленная буря выгорает, уносится из ванны вместе со шлаком и деталями, поэтому необходима систематическая добавка буры в ванну.

После борирования детали подвергают в большинстве случаев закалке и отпуску для упрочнения сердцевины, так как наличие вязкой сердцевины может привести в процессе работы к продавливанию борированного слоя. Рекомендуется проводить непосредственную закалку с температуры борирования с подстуживанием или без подстуживания. Температура отпуска определяется условиями работы сердцевины, так как отпуск не влияет на свойства борированного слоя.

Основные дефекты борированной поверхности после электролизного борирования: местное оплавление (детали расположены близко к графитовому электроду), разъедание поверхности, волосные трещины (повышенная плотность тока и неправильное охлаждение).

Недостатками электролизного борирования являются: низкая стойкость тиглей в результате разъедания их бурой, невозможность обработки деталей сложной формы, засорение расплавленной буры кусками электродов, что приводит к замыканию деталей с электродом.

Газовое борирование — более совершенный метод насыщения бором. Оно проводится в активных газовых средах и при более низких температурах. Но применяемые газовые смеси токсичны и взрывоопасны, что и ограничивает применение газового борирования.

Газовое борирование можно проводить в смеси диборана (B_2H_6) с водородом или треххлористого бора (BCl_3) с водородом. Применяют смесь диборана с водородом в соотношении 1 : (25÷75).

При температуре выше 500°C диборан разлагается на активный бор и водород. Температура процесса 850°C , время выдержки 3—4 ч, толщина слоя 0,15—0,20 мм.

Борированию подвергают траки, детали нефтяного оборудования и другие детали из углеродистых и легированных сталей с различным содержанием углерода (20, 18ХГТ, 15Х11МФ, Х23Н18, 45, 40Х, Х12, У10 и др.), работающие в условиях абразивного износа.

Основное свойство борированного слоя — высокая твердость (до HV 1350—1550), сохраняющаяся при повышенных температурах вследствие образования на поверхности деталей боридов железа FeB и Fe_2B (рис. 118). Борированная сталь теплостойка до 900—950°С и жаростойка до 800°С.

Борированные слои обладают высокой коррозионной стойкостью в растворах кислот (кроме азотной), солей и щелочей. Недостатком борированных слоев является их высокая хрупкость. Однако при соблюдении ряда условий (выбор правильной конструкции деталей без острых углов, абразивный характер износа, удаление продуктов износа с трущихся поверхностей и т. д.) борирование является эффективным методом поверхностного упрочнения деталей.

§ 6. СУЛЬФИДИРОВАНИЕ И СУЛЬФОЦИАНИРОВАНИЕ

Сульфидирование — процесс насыщения поверхностного слоя стальных деталей серой для улучшения противозадирных свойств и повышения износостойкости деталей. Этот процесс наиболее широко применяют для деталей, которые подвергают отпуску при 180—200°С (инструмент, цементованные и поверхностно закаленные детали). При сульфидировании на поверхности образуется пленка сульфида железа, которая при трении играет роль постоянной смазки. Сульфидирование инструмента и деталей при 180—200°С проводят в жидких средах. После сульфидирования в течение 5 ч при температуре 180—200°С в ванне, содержащей две части KCN и одну часть Na_2SO_4 , получается слой толщиной 5—8 мкм, содержание серы в слое 35—50%, при этом на поверхности образуется химическое соединение FeS . Сульфидированию подвергают детали после обработки на металлорежущих станках. Лучшие результаты получаются на деталях, сульфидированных после закалки и отпуска; сульфидирование можно проводить вместо низкого отпуска. Перед сульфидированием детали тщательно обезжиривают и промывают в горячей воде. При сульфидировании в жидкой среде детали перед загрузкой рекомендуется нагреть до 150—200°С. В процессе сульфидирования детали не должны соприкасаться друг с другом и со стенками ванны.

Сульфоцианирование — процесс поверхностного насыщения стальных деталей серой, углеродом и азотом. Совместное влияние серы и азота в поверхностном слое металла обеспечивает более высокие противозадирные свойства и износостойкость по сравне-

Состав соляных ванн для сульфоцианирования

Составляющие ванны	Состав ванн, %; вариант		
	первый	второй	третий
Цианистый натрий NaCN	50	—	95
Желтая кровяная соль $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$. .	—	75	—
Гипосульфит $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$	5	12	5
Сернистый натрий Na_2SO_4	25	—	—
Хлористый калий KCl	20	—	—
Едкий натр NaOH	—	13	—

нию с насыщением только серой. Наибольшей износостойкостью обладают сульфоцианированные детали при средних нагрузках в условиях полусухого и полужидкостного трения. Сульфоцианирование предотвращает также схватывание и наволакивание металла и повышает предел выносливости в связи с насыщением поверхности детали азотом. Сульфоцианирование проводят в жидких и газовых средах при температуре $560\text{--}580^\circ\text{C}$. Наиболее широко применяют сульфоцианирование в жидких средах.

Для сульфоцианирования стальных и чугунных деталей применяют соляные ванны, в состав которых входят соли, обеспечивающие цианирование, соли, содержащие серу, и нейтральные соли (табл. 15).

Перед сульфоцианированием детали обезжиривают в 5%-ном растворе NaOH или KOH при $70\text{--}80^\circ\text{C}$ (2—3 мин), далее промывают в горячей воде и сушат. Продолжительность выдержки при сульфоцианировании 1,5—2 ч, толщина слоя 0,05—0,10 мм. После сульфоцианирования детали охлаждают на воздухе, промывают в горячей воде при температуре не ниже 80°C до полного удаления остатков солей, сушат, а затем переносят в ванну с горячим маслом ($110\text{--}120^\circ\text{C}$), выдерживают 5—10 мин (для создания противокоррозионного слоя) и очищают древесными опилками или протирают тряпками. Сульфоцианирование более эффективно по сравнению с цианированием в связи с тем, что добавка в цианистую ванну солей, содержащих серу, помимо обеспечения собственно сульфидирования, т. е. образования сульфидной пленки, резко повышает цианирующую способность ванны. Сульфоцианированию в соляных ваннах подвергают различные детали и инструменты: всасывающие и выхлопные клапаны автомобильного двигателя, чугунный упорный фланец распределительного вала, детали насосов и паровых машин, детали станков, инструмент из быстрорежущей стали (сверла, метчики, дисковые фрезы) и др.

Сульфоцианирование может проводиться также в газовой среде (газовое сульфоцианирование) с получением сернистых и цианистых соединений непосредственно в муфеле печи путем крекинга сернистых органических соединений и аммиака. В качестве серонасыщающей среды применяют коллоидальный раствор серы в минеральном масле. Микроструктура сульфоцианированного слоя аналогична микроструктуре слоя, полученного после низкотемпературного цианирования. На поверхности тонкий (5—10 мкм) слабо травящийся слой карбонитридов и сульфидов (сульфиды находятся на поверхности и вкраплены в карбонитридный слой); далее слой, состоящий из эвтектидной смеси $\alpha + \gamma'$ (в железе); ниже зона, обедненная азотом, в которой присутствуют иглы ψ' -фазы на фоне α -твердого раствора.

**ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЧУГУНА И СПЛАВОВ
ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ**

Г л а в а VIII

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЧУГУНА

§ 1. ОТЖИГ

Чугун подвергают отжигу, нормализации, закалке и отпуску, а также некоторым видам химико-термической обработки (азотированию, алитированию, хромированию).

Графитизирующий отжиг применяют для получения ковкого чугуна из белого чугуна и для устранения отбела отливок из серого чугуна. Для получения ковкого чугуна используют белый доэвтектический чугун (2,5—3,0% С; 0,5—1,5% Si; 0,3—1,0% Mn; 0,08—0,2% P; не более 0,12% S), в котором при отжиге происходит распад цементита с образованием графита — графитизация белого чугуна.

Графитизацию при температурах выше критической можно представить следующим образом:

цементит → аустенит и графит.

Процесс графитизации начинается с возникновения графитных центров, которые наиболее легко зарождаются в местах нарушений сплошности — в закалочных и деформационных микротрещинах, усадочных микропорах. При появлении в белом чугуне центров графитизации нарушается равновесие между аустенитом и цементитом и в соответствии с диаграммой железоуглеродистых сплавов (линии ES и $E'S'$) возникает перепад концентрации углерода на границах раздела фаз: аустенит — графит и аустенит — цементит. При определенной температуре T_1 (рис. 119, а) аустенит в равновесии с графитом имеет состав в точке б, а в равновесии с цементитом — состав в точке в, т. е. аустенит будет химически неоднородным (рис. 119, б и рис. 120). В возникающей системе из трех фаз — аустенита, графита и цементита аустенит не может одновременно находиться в равновесии с цементитом и графитом. Вследствие стремления системы к равновесию из аустенита, пересыщенного в слое, прилегающем к графиту, будет выделяться избыток углерода и включения графита будут расти (см. рис. 120). Но так как при этом аустенит становится

ненасыщенным в слое, прилегающем к цементиту, то происходит распад цементита и растворение углерода в аустените, что снова вызывает пересыщение аустенита в слое, прилегающем к графиту, и выделение из него избыточного углерода. Таким образом, распад цементита продолжается до полного его растворения в аустените, после чего между включениями графита и аустенитом состава в точке *б* (см. рис. 119, *б*) устанавливается равновесие (см. рис. 120). В результате такого распада образуется хлопьевидный графит (углерод отжига), характерный для структуры ковкого чугуна.

На рис. 121 приведена схема отжига белого чугуна для получения ковкого чугуна. В исходном состоянии белый доэвтектический чугун имеет структуру, состоящую из перлита, вторичного и эвтектического цементита. При переходе эвтектоидного интервала температур перлит превращается в аустенит, а при повышении температуры до $950\text{—}1000^\circ\text{C}$ в аустените растворяется часть вторичного цементита и чугун имеет структуру аустенит и цементит. При выдержке при температуре $950\text{—}1000^\circ\text{C}$ происходит распад цементита (эвтектического и вторичного) и образуется структура аустенит и графит. Этот процесс называют первой стадией графитизации.

Полной графитизации, т. е. получения структуры, состоящей из феррита и графита, можно достигнуть охлаждением чугуна; 1) в эвтектоидном интервале температур с такой скоростью, чтобы происходил прямой эвтектоидный распад аустенита на феррит и графит ($A \rightarrow \Phi + \Gamma$); 2) немного ниже эвтектоидного интервала температур с образованием из аустенита перлита [$A \rightarrow \Pi (\Phi + \text{Ц})$] с выдержкой при этой температуре для графитизации эвтектоидного цементита ($\text{Ц} \rightarrow \Phi + \Gamma$). И в том и в другом случае будет получаться структура феррит и графит; этот процесс называют второй стадией графитизации. Если вместо ферритного ковкого чугуна требуется, чтобы структура была перлитной или феррито-перлитной, то вторую стадию графитизации совсем не проводят или не доводят до конца и после первой стадии графитизации или после частично проведенной второй стадии охлаждают на воздухе. В первом случае будет получаться структура перлит и графит, во втором — феррит, перлит и графит.

Для сокращения времени отжига белого чугуна применяют следующие методы: модифицирование, предварительную закалку, предварительную низкотемпературную выдержку. Наиболее распространенным элементом, применяемым для модифицирования чугуна, является алюминий, добавляемый в небольшом количестве ($0,01\text{—}0,02\%$). Отжиг с предварительной закалкой заключается в том, что белый чугун подвергают закалке с $900\text{—}950^\circ\text{C}$ в воде или масле. При закалке, во время мартенситного превращения, образуются многочисленные микротрещины, в которых наиболее легко зарождаются центры графитизации.

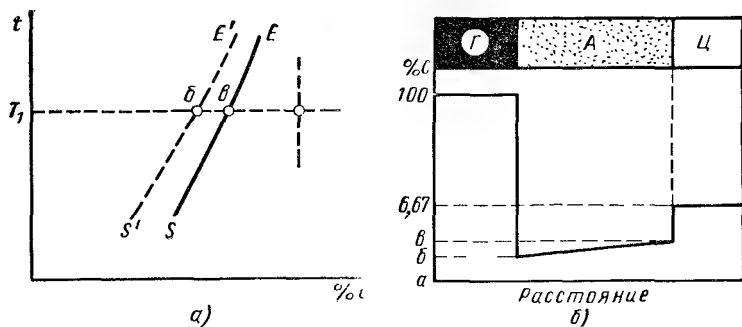


Рис. 119. Участок диаграммы железоуглеродистых сплавов (а) и схема распределения концентрации углерода в фазах при графитизации (б) (по данным К. П. Бунина)



Рис. 120. Схема образования графита в ковком чугуне:

Ц — цементит; А — аустенит; Г — графит

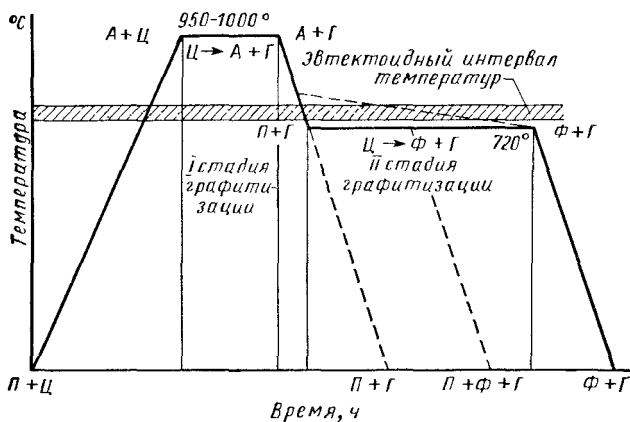


Рис. 121. Схема отжига белого чугуна для получения ковкого чугуна

Отжиг с предварительной низкотемпературной выдержкой заключается в том, что белый чугун выдерживают в течение 6—8 ч при 350—400° С. Число центров графитизации увеличивается, и сокращается время отжига. Механизм влияния низкотемпературной выдержки еще не установлен. Если ковкому чугуну хотят придать одновременно повышенную прочность и пластичность, применяют сфероидизирующий отжиг, в результате которого получается структура зернистого перлита и графита. Используют белый чугун с повышенным содержанием марганца (около 1%). Марганец незначительно удлиняет первую стадию графитизации, но тормозит распад цементита во второй стадии, что позволяет дать выдержку, достаточную для превращения пластинчатого перлита в зернистый.

Схемы отжига для получения чугуна с зернистым перлитом могут быть следующие: а) быстрое охлаждение после первой стадии графитизации до температуры несколько ниже температуры в точке A_1 (700—720° С) и длительная выдержка при этой температуре; б) быстрое охлаждение после первой стадии графитизации до температуры 20° С с последующим циклическим режимом — нагрев выше и охлаждение ниже температуры в точке A_1 повторяют несколько раз.

Графитизирующий отжиг применяют также для устранения отбела отливок из серого чугуна, возникающего в их тонких сечениях, или при литье в металлические формы, в связи с чем повышается хрупкость и резко снижается обрабатываемость. При проведении данного отжига отливки нагревают до 850—950° С в течение 2—3 ч (первая стадия графитизации) и охлаждают на воздухе до температуры 20° С или проводят вторую стадию графитизации (2—6 ч). Быстрый распад цементита объясняется повышенным содержанием в серых чугунах кремния (1,5—3%). В результате отжига устраняется отбел и структура становится перлитной, феррито-перлитной или ферритной.

Низкотемпературный отжиг применяют для снятия внутренних остаточных напряжений отливок серого чугуна. Данный отжиг проводят по следующему режиму: медленный нагрев отливок (30—180° С/ч) до 530—620° С, выдержка при этой температуре 3—4 ч (с момента нагрева до заданной температуры наиболее толстого сечения отливки) и медленное охлаждение вместе с печью со скоростью 10—30° С/ч до 300—400° С. В результате такого отжига внутренние остаточные напряжения уменьшаются на 80—85%. Отжиг при более высоких температурах может вызвать графитизацию эвтектоидного цементита, снижение твердости и прочности чугуна.

Стабильность размеров чугунной отливки обеспечивается только в том случае, если после низкотемпературного отжига проводится старение (вылеживание отливок после предварительной обработки на металлорежущих станках перед окончательной обработкой).

§ 2. НОРМАЛИЗАЦИЯ

Нормализацию применяют для увеличения связанного углерода, повышения твердости, прочности и износостойкости серого, ковкого и высокопрочного чугунов. При нормализации чугун (отливки) нагревают выше температур интервала превращения ($850-950^{\circ}\text{C}$) и после выдержки, при которой должно произойти насыщение аустенита углеродом, охлаждают на воздухе.

Растворение графита в γ -фазе является важным процессом при нормализации (а также и при закалке) чугуна с ферритной или феррито-перлитной структурой. Этот процесс подобен цементации стали; разница в том, что при цементации происходит насыщение поверхностного слоя стальной детали углеродом из внешней среды, а при нагреве чугунной отливки «карбюризатором» являются многочисленные включения графита, расположенные в металлической основе, и насыщение углеродом происходит во всем объеме отливки. На растворение углерода в аустените чугунной отливки влияет температура: с повышением температуры нагрева растворимость углерода в γ -фазе резко увеличивается. В результате нормализации чугуна с исходной структурой основной массы феррит или феррит и перлит получается структура перлита или сорбитообразного перлита с повышенной твердостью и прочностью.

Перлитные чугуны не нормализуют, так как повышение степени дисперсности продуктов распада аустенита существенно не влияет на механические свойства.

§ 3. ЗАКАЛКА

При закалке чугуна превращения аналогичны превращениям, происходящим при закалке стали. Но в связи с наличием в чугуне включений графита закалка чугунов имеет некоторые особенности.

1. Закалка проводится из двухфазного аустенито-графитного состояния.

2. При нагреве происходит растворение графита в аустените, в связи с чем, несмотря на различную исходную структуру чугуна, превращению при охлаждении подвергается аустенит с эвтектоидной или заэвтектоидной концентрацией углерода.

3. При растворении графита в зонах, удаленных от мест контакта аустенита с графитом, концентрация углерода меньше.

4. Ликвация при нагреве под закалку не устраняется.

Закалке подвергают серый, ковкий и высокопрочный чугун для повышения твердости, прочности и износостойкости. По способу выполнения закалка чугуна может быть объемной непрерывной, изотермической и поверхностной.

При объемной непрерывной закалке чугун нагревают под закалку (медленно для отливок сложной конфигурации) до темпера-

тур на 40—60° С выше интервала превращения (обычно до 850—930° С) с получением структуры аустенит и графит. Затем дают выдержку для прогрева и насыщения аустенита углеродом; выдержка тем длительнее, чем больше феррита и меньше перлита, например, 10—15 мин для перлитных чугунов и до 1,5—2 ч для ферритных чугунов. Отливки охлаждают в воде (простой конфигурации) или масле (сложной конфигурации). Схема режима заковки чугуна приведена на рис. 122.

После заковки от оптимальной температуры и выдержки, обеспечивающей достаточное растворение углерода в аустените, в ферритном чугуне получается мартенситная структура с максимальной твердостью $HRC\ 55—60$. В высокопрочных чугунах, аустенит которых обладает пониженной критической скоростью заковки, твердость после заковки достигает $HRC\ 60—62$. Прочность после заковки понижается. Прокаливаемость высокопрочного чугуна выше прокаливаемости серого чугуна. После заковки чугуны подвергают низкому отпуску для снятия части внутренних напряжений или высокому отпуску с получением сорбитной или троостосорбитной структуры.

При изотермической заковке чугун нагревают до 830—900° С и охлаждают в расплавленных солях, имеющих температуру 250—400° С, и после выдержки охлаждают на воздухе. Структура чугуна после изотермической заковки состоит из бейнита, остаточного аустенита и графита. Прочность, твердость и износостойкость изотермически закаленного чугуна выше по сравнению со свойствами чугуна после улучшения (заковки и отпуска) со структурой сорбита или троостита. Преимущество изотермической заковки — резкое уменьшение закалочных напряжений и коробления. Изотермической заковке обычно подвергают отливки из высококачественного чугуна (например, с шаровидным графитом) небольшого сечения (толщина стенки 10—12 мм), так как необходимо переохладить аустенит до температуры изотермической выдержки.

Поверхностную заковку с нагревом с помощью т. в. ч. применяют для повышения поверхностной твердости и износостойкости чугунных отливок. Поверхностной заковке рекомендуется подвергать перлитные чугуны. Это объясняется тем, что при нагреве перлитных чугунов нет необходимости в насыщении аустенита углеродом за счет растворения графита. Превращения, происходящие при поверхностной заковке таких чугунов, аналогичны превра-

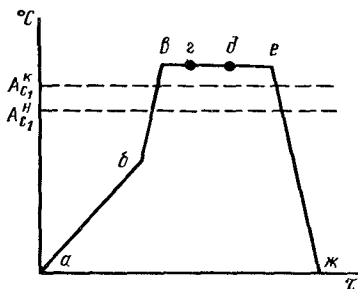


Рис. 122. Схема заковки серого чугуна:

аб — медленный нагрев; бв — ускоренный нагрев, чтобы исключить графитизацию эвтектоида; вг — выдержка для прогрева сечения; гд — выдержка для насыщения аустенита углеродом в феррито-перлитных чугунах; де — выдержка для насыщения углеродом в ферритных чугунах; еж — охлаждение

щениям, происходящим при поверхностной закалке стали. Температура нагрева при поверхностной закалке перлитных чугунов 840—950° С, время нагрева — несколько секунд, скорость нагрева около 400° С/с, охлаждение в воде или эмульсии. Твердость после закалки серого чугуна *HRC* 50—55, высокопрочного *HRC* 58—60. Распределение твердости по сечению закаленного слоя (толщиной 1,5—4 мм) достаточно равномерное. Микроструктура поверхностного слоя — мелкоигольчатый мартенсит и включения графита. После поверхностной закалки проводится низкий отпуск. Поверхностной высокочастотной закалке подвергают детали из перлитного чугуна, работающие на износ — направляющие станин станков (изготавливаемые из модифицированного серого чугуна), коленчатые и кулачковые валы (из высокопрочного чугуна), гильзы цилиндров (из легированного чугуна) и другие детали.

При поверхностной закалке ферритных чугунов для получения высокой твердости после закалки необходим нагрев с меньшей скоростью (~5—10° С/с) и до более высокой температуры (~ до 1050°С) для того, чтобы произошло насыщение аустенита углеродом (вследствие растворения графита).

На результат поверхностной закалки ферритного чугуна влияет характер распределения графитных включений в металлической основе, т. е. их количество, размер и расстояние между ними. Чем мельче включения графита, тем их больше и расстояние между ними меньше. С увеличением количества графитовых включений твердость закаленного ферритного чугуна повышается, особенно резко при увеличении числа включений до 200—300 на 1 мм².

§ 4. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Для повышения поверхностной твердости и износостойкости серые и высокопрочные чугуны подвергают азотированию. Чаще азотируют серые перлитные чугуны, легированные хромом, молибденом, алюминием. Температура азотирования 550—580° С, время выдержки 30—70 ч, степень диссоциации аммиака около 30%. В результате азотирования получается слой толщиной до 0,4 мм твердостью до *HV* 900. Оптимальная температура азотирования высокопрочного чугуна 650—700° С, степень диссоциации аммиака 30—45%. Слой толщиной 0,25 мм получается после выдержки 12 ч; твердость до *HV* 1000.

Кроме азотирования, повышения поверхностной твердости и износостойкости легированного серого перлитного чугуна можно достигнуть газовым и жидкостным цианированием при температуре 570° С. Более эффективно газовое цианирование — слой толщиной 0,15—0,20 мм с максимальной твердостью *HV* 1000 достигается через 8 ч. Для повышения жаростойкости чугунные отливки можно подвергать алитированию, а для получения высокой коррозионной стойкости в кислотах — силицированию.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ
ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

§ 1. АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Отжиг. Алюминиевые сплавы подвергают трем видам термической обработки: отжигу, закалке и старению. Основными видами отжига являются: диффузионный (гомогенизация), рекристаллизационный и термически упрочненных сплавов.

Гомогенизацию применяют для выравнивания химической микро неоднородности зерен твердого раствора путем диффузии, т. е. уменьшения дендритной ликвации в слитках. Так как скорость диффузии увеличивается с повышением температуры, а количество продиффундировавшего вещества тем больше, чем длительнее выдержка, то для энергичного протекания диффузии необходимы высокая температура (близкая к температуре линии солидуса) и продолжительная выдержка.

Для выполнения гомогенизации алюминиевые сплавы (слитки) нагревают до $450\text{--}520^\circ\text{C}$ и выдерживают при этих температурах от 4 до 40 ч; после выдержки — охлаждение вместе с печью или на воздухе. В результате гомогенизации структура становится более однородной (гомогенной), повышается пластичность, что значительно улучшает последующую деформацию слитка горячей обработкой давлением. Поэтому гомогенизацию широко применяют для деформируемых алюминиевых сплавов.

Для алюминия и алюминиевых сплавов (а также для других цветных металлов и сплавов) рекристаллизационный отжиг применяют гораздо шире, чем для стали. Это объясняется тем, что такие металлы, как алюминий и медь (используемые в промышленности в чистом виде), а также многие сплавы на их основе, не упрочняются закалкой и повышение их механических свойств может быть достигнуто только холодной обработкой давлением, а промежуточной операцией при такой обработке (для восстановления пластичности) является рекристаллизационный отжиг. Кроме того, сплавы, упрочняемые закалкой, часто подвергают холодной обработке давлением с последующим рекристаллизационным отжигом для придания требуемых свойств. Температура рекристаллизационного отжига алюминиевых сплавов $300\text{--}500^\circ\text{C}$, выдержка 0,5—2 ч.

Отжиг термически упрочненных сплавов применяют для полного снятия упрочнения, полученного в результате закалки и старения; он проводится при температурах $350\text{--}450^\circ\text{C}$ с выдержкой 1—2 ч и последующим достаточно медленным охлаждением (со скоростью не более $30^\circ\text{C}/\text{ч}$), чтобы обеспечить протекание диффузионных процессов распада твердого раствора и коагуляцию продуктов распада.

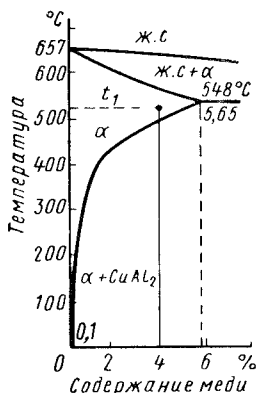
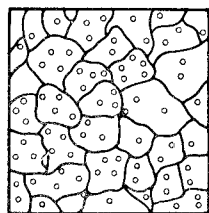
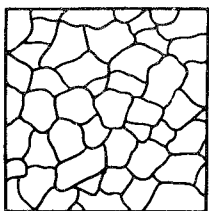


Рис. 123. «Алюминиевый» угол диаграммы состояния алюминий—медь



а)



б)

Рис. 124. Схема изменения строения сплава алюминия, содержащего 4% Cu (после закалки):

а — исходное состояние;
б — после закалки

Закалка. В современной технике применяют много сплавов на алюминиевой основе с различным количеством легирующих элементов. Одни из них, например Cu, Si, Mg, Zn, резко изменяют свойства алюминия и его сплавов. Другие, например Mn, Ni, Cr, дополнительно улучшают свойства и вводятся только при наличии перечисленных выше, одного или нескольких, основных легирующих элементов. Часть элементов вводят в качестве модификаторов, добавок, действующих различно, но улучшающих (главным образом измельчающих) структуру; к таким добавкам относятся Na, Be, Ti, Ce, Nb. Некоторые элементы, входящие в алюминиевые сплавы, образуют с алюминием ограниченные твердые растворы переменной концентрации, в которых растворимость элементов с понижением температуры уменьшается. На этом и основывается закалка алюминиевых сплавов.

В качестве примера рассмотрим процесс закалки алюминиево-медных сплавов. При температуре 20°С растворимость меди в алюминии равна 0,1%, а при температуре 548°С — 5,65% (рис. 123). Алюминиево-медные сплавы с содержанием меди менее 0,1% не могут быть закалены, так как являются однофазными сплавами. Сплавы с содержанием меди от 0,1 до 5,65% являются двухфазными и в исходном отожженном состоянии имеют структуру твердого α -раствора меди в алюминии и включений химического соединения CuAl_2 (рис. 124, а). При нагреве сплавов выше линии ограниченной растворимости, например сплава, содержащего 4% Cu, до температуры t_1 (см. рис. 123), включения CuAl_2 растворяются, и образуется однофазный твердый α -раствор. Быстрым охлаждением (закалка в воде) фиксируется твердый α -

раствор (пересыщенный) меди в алюминии (см. рис. 124, б). После закалки прочность сплава несколько повышается, а пластичность не изменяется.

Старение. После закалки алюминиевые сплавы подвергают старению, при котором происходит распад пересыщенного твердого раствора. При старении в сплавах Al—Cu протекают следующие процессы.

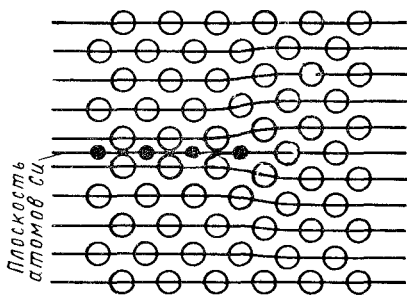


Рис. 125. Схема зоны Гинье—Престона (по Герольду): белые кружки — атомы алюминия; черные — атомы меди

1. При температуре 20°C (естественное старение) и при температурах до 100°C (искусственное старение) в пересыщенном твердом растворе возникают области (тонкопластинчатой, дискообразной формы), обогащенные атомами меди, названные зонами Гинье—Престона¹ и обозначаемые Г. П., а для данного начального процесса Г. П. 1. Эти зоны имеют толщину $5\text{--}10\text{ \AA}$ и диаметр $40\text{--}100\text{ \AA}$. Структура их неупорядоченная, как и твердого раствора. Образование зон Г. П. 1 сопровождается искажением кристаллической решетки (рис. 125), что приводит к повышению механических свойств сплава.

2. При температурах $100\text{--}150^{\circ}\text{C}$ происходит рост зон Г. П. 1 до толщины $10\text{--}40\text{ \AA}$ и диаметра $200\text{--}300\text{ \AA}$, обогащение атомами меди до состава, близкого к составу стабильной фазы θ (CuAl_2). Структура образующихся зон становится упорядоченной. Такие зоны называются зонами Г. П. 2 или фазой θ'' , и их наличие обуславливает максимальную прочность сплава.

3. При температурах $150\text{--}200^{\circ}\text{C}$ образуется метастабильная промежуточная фаза θ' , имеющая такой же состав, как равновесная θ -фаза (CuAl_2). Но выделения θ' -фазы не имеют границ раздела с зернами твердого раствора, т. е. когерентно связаны с решеткой алюминия. Таким образом, появление зон Г. П. 1 и Г. П. 2 — это подготовительные стадии к началу распада твердого раствора (выделению избыточной фазы), а образование θ' -фазы — начало распада твердого раствора (выделение избыточной фазы).

4. При температурах $200\text{--}250^{\circ}\text{C}$ решетка θ' -фазы отрывается от решетки твердого раствора (когерентность полностью нарушается) и оформляется в решетку, соответствующую соединению CuAl_2 (θ -фаза).

5. Дальнейшее повышение температуры приводит к коагуляции выделившейся θ -фазы, резкому снижению прочности и повышению пластичности.

¹ А. Гинье и Г. Престон в 1938 г. независимо друг от друга опубликовали исследования, посвященные образованию указанных зон.

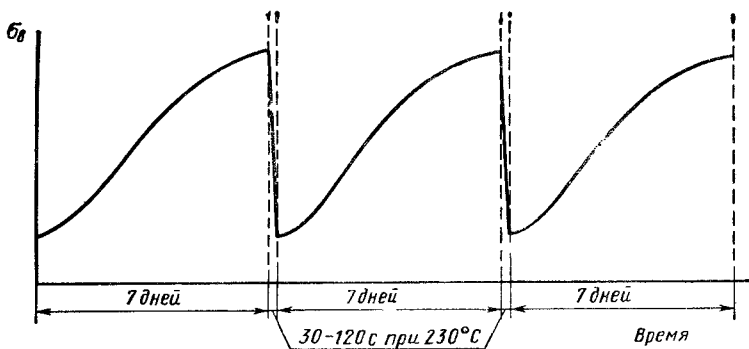


Рис. 126. Схема старения после возврата к свежезакаленному состоянию (кратковременный нагрев при 230°C)

Таким образом, структура сплавов при старении изменяется в следующей последовательности:

зоны Г. П. 1 $\rightarrow$ зоны Г. П. 2 (фаза θ'') $\rightarrow$ фаза θ' $\rightarrow$ фаза θ (CuAl_2).

Возврат. В алюминий-медных сплавах состояние, получившееся в результате естественного или низкотемпературного старения, является неустойчивым. Если такой сплав нагреть до $230\text{—}250^{\circ}\text{C}$ с короткой ($30\text{—}120$ с) выдержкой, с последующим быстрым охлаждением (в воде), то упрочнение исчезает и сплав по своим свойствам возвращается к свежезакаленному состоянию (рис. 126). Однако после охлаждения естественное старение снова повторяется, и сплав опять упрочняется.

Возвращение (путем краткого нагрева) свойств естественно состаренного сплава к свойствам сплава в свежезакаленном состоянии и обратно называется явлением возврата¹. Это явление объясняется тем, что при кратковременном нагреве происходит рассасывание зон Гинье—Престона и атомы меди вновь распре-

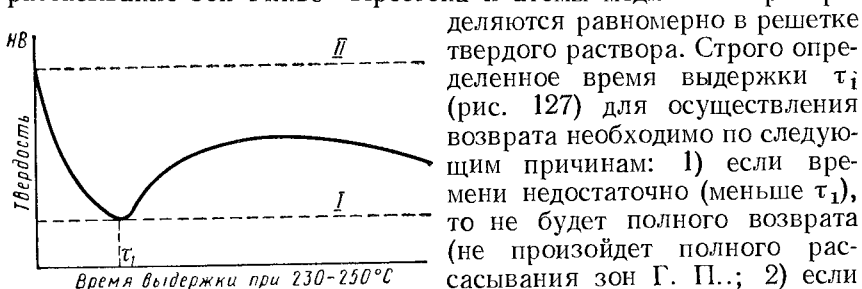


Рис. 127. Изменение твердости естественно состаренного алюминиевого сплава после возврата в зависимости от времени выдержки при $230\text{—}250^{\circ}\text{C}$:

I — твердость свежезакаленного сплава;
II — твердость естественно состаренного сплава

деляются равномерно в решетке твердого раствора. Строго определенное время выдержки τ_1 (рис. 127) для осуществления возврата необходимо по следующим причинам: 1) если времени недостаточно (меньше τ_1), то не будет полного возврата (не произойдет полного рассасывания зон Г. П.); 2) если время выдержки больше τ_1 , то за это время произойдет рассасывание зон Г. П., сплав

¹ Не следует смешивать с возвратом после холодной деформации.

Химический состав (%) дуралюминов (остальное — алюминий)

Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Марка сплава	Cu	Mg	Mn
Д1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	В65	3,9—4,5	0,15—	0,3—0,5
Д16	3,8—4,9	1,2—1,8	0,3—0,9			0,30	
Д18	2,2—3,0	0,2—0,5	—	ВД17	2,6—3,2	2,0—2,4	0,45—
							0,70

возвратится в свежезакаленное состояние, и сразу начнется распад твердого раствора с образованием метастабильной фазы θ' с повышением твердости.

В сплавах Al—Cu при естественном или низкотемпературном старении образуются только зоны Г. П., а при искусственном старении фаза θ'' , при дальнейшем развитии процесса превращаясь в фазу θ (CuAl_2).

Деформируемые алюминиевые сплавы. Наиболее распространенными деформируемыми алюминиевыми сплавами являются дуралюмины — сплавы алюминия с медью и магнием с добавками марганца (табл. 16).

Наличие в дуралюминах меди, магния, марганца и примесей (десятые доли процента) кремния и железа приводит к образованию ряда растворимых при нагреве (упрочняющих) фаз — CuAl_2 , Mg_2Si , Al_2CuMg (так называемая фаза S) и практически не растворимых, например $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$, AlFeSiMn . Микроструктура дуралюмина после отжига состоит из твердого α -раствора и включений различных фаз (см. рис. 128, а).

При нагреве приблизительно до 500°C упрочняющие фазы растворяются в α -растворе, а быстрое охлаждение в воде (закалка) позволяет зафиксировать пересыщенный твердый раствор. Микроструктура дуралюмина после закалки состоит из зерен пересыщенного твердого α -раствора и включений, не растворимых в твердом растворе при нагреве фаз (железистых и марганцовистых соединений), микроструктура не изменяется после естественного старения (рис. 108, б). После искусственного старения по границам и внутри зерен α -твердого раствора выделяются включения CuAl_2 и фазы S (рис. 128, в).

В закаленном состоянии дуралюмины пластичны и легко деформируются. После закалки и естественного или искусственного старения прочность дуралюмина резко повышается (рис. 129). Максимум прочности получается после естественного старения. При искусственном старении сплав упрочняется тем быстрее, чем выше температура старения, но максимум прочности при этом получается более низким.

Обработка закаленного дуралюмина при низких температурах задерживает распад твердого α -раствора (-5°C); при -50°C распад не происходит. Обработка холодом дуралюмина дает результаты, противоположные результатам обработки холодом закаленной стали (низкотемпературная обработка которой способствует более полному распаду твердого раствора — аустенита).

Период, при котором после закалки дуралюмина упрочнение не наступает, сравнительно невелик и оставляет 1–6 ч. В это время и должны выполняться все операции холодной деформации (штамповка, высадка, расклепка и т. п.)

Особенностью термической обработки дуралюминов является узкий интервал температуры нагрева под закалку — $\pm 5^{\circ}\text{C}$ (например, для дуралюминов Д16, Д18, ВД17 $495\text{--}505^{\circ}\text{C}$, для дуралюмина Д1 $500\text{--}510^{\circ}\text{C}$, для дуралюмина В65 — $515\text{--}525^{\circ}\text{C}$). Указанные температуры нагрева необходимо строго соблюдать при закалке дуралюминов, так как нагрев до темпера-



Рис. 128. Микроструктура дуралюмина Д16:

а — отожженного; $\times 1000$; на фоне твердого раствора видны частицы упрочняющих фаз CuAl_2 (серые) и S-фазы (темные) (по данным Ганемана); б — закаленного и естественно состаренного; $\times 200$; кроме α -твердого раствора видны темные включения марганцевистой и железосодержащих фаз (по данным М. В. Мальцева); в — закаленного и искусственно состаренного; $\times 1000$; по границам и внутри зерен α -твердого раствора видны серые включения CuAl_2 и темные фазы S (по данным Ганемана)

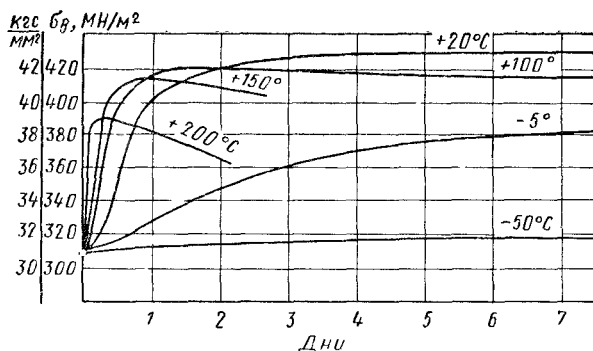


Рис. 129. Старение дуралюмина при различных температурах (по данным С. М. Воронова)

тур выше или ниже рекомендованного интервала приводит к значительному снижению прочности и пластичности.

Снижение механических свойств дуралюмина при нагреве до температуры выше допустимых пределов связано с оплавлением эвтектики¹, сопровождающимся по границам зерен окислением металла, т. е. происходит пережог. При нагреве до температуры ниже допустимых пределов не произойдет максимального растворения упрочняющих фаз.

Вследствие узкого предела допустимых температур нагрева дуралюминов под закалку применяемые печи должны обеспечивать равномерность нагрева и перепад температур, не превышающий интервала температур закалки. Этим требованиям удовлетворяют соляные (селитричные) ванны и электрические печи с принудительной циркуляцией воздуха.

Нагретые алюминиевые сплавы (после выдержки при температуре закалки) охлаждают в холодной воде с температурой не выше 30—40° С с быстрым их переносом из печи (ванны) в закалочный бак. Такие условия охлаждения необходимы для того, чтобы зафиксировать в сплаве твердый раствор и получить в дальнейшем (при старении) необходимое упрочнение, а также для предотвращения межкристаллитной коррозии, склонность к которой повышается даже при незначительном распаде твердого раствора с выделением избыточных фаз по границам зерен.

Механические свойства наиболее распространенного дуралюмина Д16 после отжига, непосредственно после закалки и после закалки и старения приведены в табл. 17.

Литейные алюминиевые сплавы. Для литейных алюминиевых сплавов используют различные виды термической обработки в зависимости от химического состава сплава и назначения литых де-

¹ Наличие в дуралюминах эвтектики связано с быстрым охлаждением слитков, когда кристаллизация проходит в неравновесных условиях.

Механические свойства сплава Д16

Состояние	σ_B		$\sigma_{0,2}$		δ , %
	кгс/мм ²	МН/м ²	кгс/мм ²	МН/м ²	
После отжига	20	200	12	120	25
Непосредственно после за- калки	30	300	22	220	23
После закалки и старения	45	450	34	340	18

талей. Виды термической обработки имеют условные обозначения: Т1 — искусственное старение без предварительной закалки; Т2 — отжиг; Т3 — закалка; Т4 — закалка и естественное старение; Т5 — закалка и частичное (неполное) искусственное старение; Т6 — закалка и полное искусственное старение; Т7 — закалка и стабилизирующий отпуск; Т8 — закалка и смягчающий отпуск.

Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов по сравнению с термической обработкой деформированных сплавов имеет ряд особенностей, что объясняется различным химическим составом, а также тем, что у литейных сплавов структура более крупнозернистая, чем у деформированных. Температура нагрева под закалку у литейных сплавов несколько выше, чем у деформированных, и выдерживать отливки при этой температуре надо более длительное время. Это необходимо для того, чтобы растворить интерметаллические соединения, обычно выделяющиеся по границам зерен, и обеспечить уменьшение ликвации сплава. При закалке литейные сплавы выдерживают при температуре нагрева от 2 до 20 ч. Охлаждают литейные сплавы при закалке в холодной и нагретой (50—100° С) воде, а также и в масле.

Для упрочнения литейные алюминиевые сплавы подвергают (так же как и деформируемые) закалке с получением пересыщенного твердого раствора и искусственному старению (по режимам Т5 и Т6) с выделением упрочняющих фаз, а также (в отличие от деформируемых сплавов) только закалке без старения с получением в закаленном состоянии устойчивого твердого раствора.

Для многих сплавов в зависимости от условий работы деталей рекомендуются различные режимы термической обработки; например, для деталей из сплава АЛ9* — режимы Т4, Т5, Т6, Т7, Т8; из сплава АЛ5** — режимы Т1, Т5, Т6, Т7; из сплава АЛ20*** — режимы Т2, Т5, Т7.

* Сплав АЛ9 — 0,2—0,4% Mg; 6—8% Si.

** Сплав АЛ5 — 0,35—0,6% Mg; 4,5—5,5% Si; 1,0—1,5% Cu.

*** Сплав АЛ20 — 0,7—1,2% Mg; 1,5—2,0% Si; 0,15—0,30% Mn; 3,5—4,5% Cu; 0,05—0,10% Ti; 0,15—0,25% Cr; 1,2—1,7% Fe.

Рассмотрим рекомендуемые режимы для деталей из сплава АЛ5: Т1 — искусственное старение при $180 \pm 5^\circ \text{C}$ в течение 5—10 ч применяют для деталей средней нагруженности; Т5 — нагрев под закалку при $525 \pm 5^\circ \text{C}$ в течение 3—5 ч, охлаждение в воде с температурой $20\text{—}100^\circ \text{C}$ и искусственное старение при $175 \pm 5^\circ \text{C}$ в течение 5—10 ч (упрочняющими являются фазы Mg_2Si и CuAl_2) применяют для деталей высокой нагруженности; Т6 — такой же режим закалки, что и для Т5, а искусственное старение при $200 \pm 5^\circ \text{C}$ в течение 3—5 ч — применяют для деталей, работающих при повышенных температурах; Т7 — режим закалки такой же, что и для Т5, и стабилизирующий отпуск при $230 \pm 10^\circ \text{C}$ в течение 3—5 ч — применяют для крупных деталей большой нагруженности, работающих при повышенных температурах и требующих повышенной пластичности и стабильности геометрических размеров.

§ 2. МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Отжиг. Магниевые сплавы, так же как и алюминиевые, подвергают отжигу, закалке и старению. Для выравнивания химической микронеоднородности зерен твердого раствора путем диффузии слитки магниевых сплавов подвергают гомогенизации при температурах $350\text{—}400^\circ \text{C}$ с выдержкой 18—24 ч. Целесообразно гомогенизацию совмещать с нагревом слитков (6—10 ч) перед их обработкой давлением.

Полуфабрикаты деформируемых магниевых сплавов подвергают рекристаллизационному отжигу при температуре $\approx 350^\circ \text{C}$, а также при более низких температурах ($150\text{—}250^\circ \text{C}$) отжигу для снятия остаточных напряжений в фасонных отливках, холоднокатанных листах и др.

Закалка и старение. Магниевые сплавы подвергают закалке, или закалке и искусственному старению. При температуре 20°C в закаленных магниевых сплавах никаких изменений не происходит, т. е. они не подвержены естественному старению.

Химический состав некоторых термически упрочняемых магниевых сплавов приведен в табл. 18. Основными элементами, вводимыми в магниевые сплавы для упрочнения, являются алюминий и цинк. Эти элементы ограниченно растворяются в магнии, и поэтому при определенном химическом составе магниевые сплавы можно термически обрабатывать.

Алюминий образует с магнием соединение Mg_4Al_3 , а цинк — соединение MgZn_2 , которые и являются упрочняющими фазами, выделяющимися из пересыщенного твердого раствора при искусственном старении. В сплавах системы Mg—Al—Zn (марки МА5, МЛ5 и др.) упрочняющей является также фаза $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}$.

Характерными особенностями закалки и старения магниевых сплавов являются: 1) длительная выдержка при температуре закалки (особенно для отливок — до 30 ч), что объясняется малой

Химический состав (%) термически упрочняемых магниевых сплавов
(остальное — магний)

Марка	Al	Zn	Mn	Другие элементы
Деформируемые сплавы				
МА5	7,8—9,2	0,2—0,8	0,15—0,5	—
ВМ65-1	—	4,0—5,5	—	0,3—0,9 Zr
МА11	—	—	1,5—2,5	2,5—4,0 Nd 0,1—0,25 Ni
Литейные сплавы				
МЛ5	7,5—9,0	0,2—0,8	0,15—0,5	—
МЛ10	—	0,1—0,7	—	0,4—1,0 Zr
МЛ12	—	4,0—5,0	—	2,2—2,8 Nd 0,6—1,1 Zr

скоростью диффузионных процессов; 2) возможность закалки с охлаждением на воздухе в связи с замедленным распадом пересыщенного твердого раствора; 3) длительная выдержка при искусственном старении в связи с большой устойчивостью пересыщенного твердого раствора; 4) необходимость применения при нагреве под закалку специальной защитной среды (обычно применяют печи с циркуляцией сухого воздуха) в связи с тем, что при высоких температурах магниевые сплавы интенсивно окисляются. Температура закалки для большинства магниевых сплавов 360—415°С; температура старения 170—200°С.

По сравнению с алюминиевыми магниевые сплавы после закалки и старения упрочняются значительно меньше (эффект упрочнения 25—35%), и поэтому магниевые сплавы часто подвергают только закалке (для гомогенизации).

При нагреве под закалку избыточные фазы, располагающиеся по границам зерен, почти полностью растворяются, и после охлаждения фиксируется пересыщенный твердый раствор с остатками нерастворившихся включений. В результате закалки повышаются прочность и пластичность. Например, сплав МЛ5 в литом состоянии имеет $\sigma_b = 16$ кгс/мм² (160 МН/м²) и $\delta = 3\%$; после закалки (415°С) $\sigma_b = 25$ кгс/мм² (250 МН/м²) и $\delta = 9\%$; после закалки и искусственного старения (175°С) $\sigma_b = 25,5$ кгс/мм² (255 МН/м²) и $\delta = 4\%$.

Деформируемые магниевые сплавы по сравнению с литейными имеют после упрочняющей термической обработки более высокие механические свойства. Например, сплав МА5 после закалки имеет $\sigma_b = 31$ кгс/мм² (310 МН/м²), $\delta = 8\%$.

Термическая обработка меди. Деформирование меди сопровождается повышением ее прочности [$\sigma_b = 40 \div 45$ кгс/мм² (400—450 МН/м²)] и понижением пластичности ($\delta = 2 \div 4\%$). Для повышения пластичности медь подвергают рекристаллизационному отжигу при 500—600° С, в результате которого пластичность резко повышается ($\delta = 45 \div 50\%$), а прочность снижается [$\sigma_b = 25$ кгс/мм² (250 МН/м²)]. При более высоких температурах рекристаллизационного отжига происходит не только рост зерен, но и образование текстуры рекристаллизации и, как следствие, анизотропность свойств, что ухудшает вытяжку медных листов.

Термическая обработка латуней. В однофазных α -латунях (содержание меди не менее 61%, марки Л70, ЛН65-5 и др.) нет фазовых превращений, и поэтому они подвергаются только рекристаллизационному отжигу при 600—700° С (для снятия наклепа). Охлаждают α -латуни при отжиге на воздухе или для ускорения охлаждения и лучшего отделения окалина в воде.

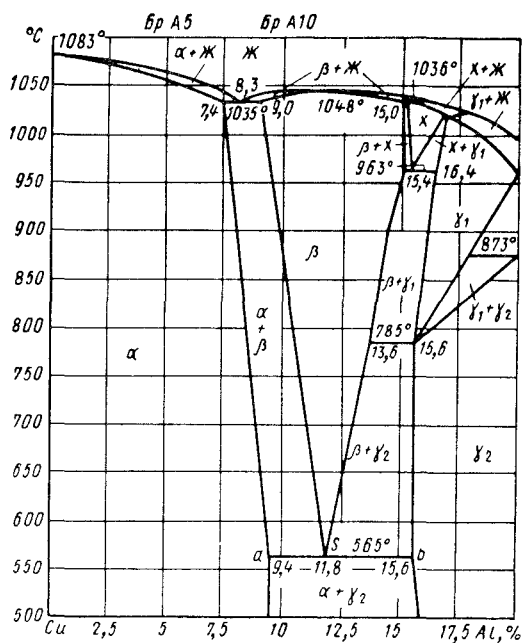
Для ($\alpha + \beta$)-латуней (55—61% меди, марки ЛС59-1, ЛЖМц 59-1-1 и др.), при нагреве которых происходит фазовая перекристаллизация, скорость охлаждения при отжиге влияет на структуру и свойства латуни. При медленном охлаждении латунь будет более пластичной, так как в структуре будет больше пластичной α -фазы и меньше малопластичной β -фазы, а при быстром охлаждении, наоборот, будет больше β -фазы и меньше α -фазы.

Латунные листы, предназначенные для глубокой вытяжки с целью получения более мелкого зерна, отжигают при более низких температурах (450—550° С).

Для латунных деталей, имеющих после деформации остаточные напряжения, в условиях влажной атмосферы характерно явление самопроизвольного растрескивания. Чтобы избежать этого явления, латунные детали подвергают низкотемпературному отжигу (при температуре ниже температуры рекристаллизации, т. е. при 200—300° С), в результате чего остаточные напряжения снимаются, а наклеп сохраняется. Особенно необходимо подвергать низкотемпературному отжигу алюминиевые латуни, весьма склонные к самопроизвольному растрескиванию.

Термическая обработка бронз. По микроструктуре оловянные бронзы разделяют на однофазные α -бронзы (содержание олова до 6%) и двухфазные $\alpha + \delta$ эвтектонид [$\alpha + \delta$ ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$)] (содержание олова более 6%). Чем больше в сплаве олова, тем больше эвтектонида, а так как эвтектонид хрупкий, то в оловянных бронзах максимальное содержание олова 11%. Для выравнивания химического состава в однофазных бронзах и для превращения двухфазной структуры с включениями твердой δ -фазы в однофазную α -фазу (в связи с чем повышается пластичность) бронзы подвергают гомогенизации при 700—750° С с последующим быстрым охлаждением. Для снятия внутренних напряжений отливки от-

Рис. 130. Часть диаграммы состояния медь—алюминий



жигают при 550° С. Деформируемые оловянные бронзы содержат олова до 6% (однофазные α -бронзы, например, Бр. ОЦ 4-3 и др.) и для восстановления пластичности между операциями холодной обработки давлением подвергают рекристаллизационному отжигу при 600—700° С.

При содержании алюминия от 9,4 до 11,8% сплавы при температурах выше 565° С имеют структуру β - или $(\alpha + \beta)$ -фаз (рис. 130). При медленном охлаждении β -фаза при температуре 565° С претерпевает эвтектоидный распад $\beta_s \rightarrow \alpha_a + \gamma_{2b}$, и структура таких сплавов будет состоять из зерен α -твердого раствора и эвтектоида $(\alpha + \gamma_2)$. Из изложенного выше следует, что *алюминиевые бронзы* с содержанием алюминия от 8 до 11%, испытывающие при нагреве и охлаждении фазовую перекристаллизацию, могут подвергаться термической обработке (закалке). Если доэвтектоидную алюминиевую бронзу, например с содержанием 10—11% Al, нагреть до температуры, при которой в структуре образуется β -фаза, и после нагрева быстро охладить (в воде), то произойдет бездиффузионный переход β -фазы в структуру мартенситного типа (рис. 131).

В результате закалки повышаются прочность и твердость, но снижается пластичность. После закалки следует отпуск при 400—650° С в зависимости от требуемых свойств. Наиболее эффективно подвергается закалке бронза Бр. АЖН 10-4-4.

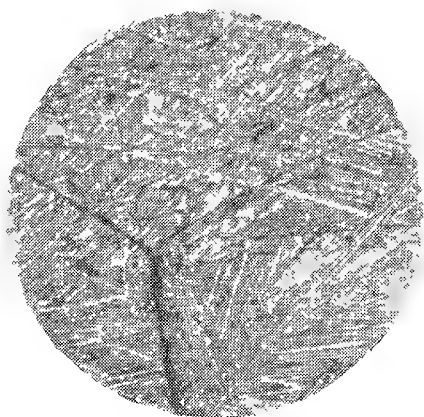


Рис. 131. Микроструктура закаленной алюминиевой бронзы с явно выраженным мартенситным строением и сохранением очертаний зерен β -фазы; $\times 200$

Алюминиевые бронзы для устранения дендритной ликвации подвергают гомогенизации, а деформируемые полуфабрикаты (листы, ленты и др.)—рекристаллизационному отжигу при 650—800° С.

Растворимость бериллия в меди уменьшается с понижением температуры (рис. 132), а при распаде твердого раствора α образуется γ -фаза (химическое соединение CuBe), обладающая высокой твердостью. Бериллиевую бронзу закаливают в воде от температуры 760—780° С (см. рис. 132, температура t_1); при этом избыточная фаза выделиться не успевает, и после закалки сплав состоит из пересыщенного твердого раствора α и обладает небольшой твердостью ($HV\ 100\text{—}120$) и прочностью [$\sigma_B = 45 \div 50\text{ кгс/мм}^2$ ($450\text{—}500\text{ МН/м}^2$)] и большой пластичностью ($\delta = 25 \div 30\%$). После закалки проводится отпуск (старение) при 300—350° С с выдержкой 2 ч. При других температурах твердость получается более низкой. В процессе старения почти весь бериллий выделяется из пересыщенного твердого раствора в виде вторичных кристаллов CuBe (растворимость бериллия в меди при температуре 20° С приблизительно 0,2%). Микроструктура закаленной и состаренной бериллиевой бронзы Бр. Б2 (1,8—2,1% Be; 0,2—0,5% Ni) приведена на рис. 133 (по границам и внутри зерен α -фазы включения CuBe). После закалки и старения бериллиевая бронза становится прочной и твердой [$\sigma_B = 120 \div 130\text{ кгс/мм}^2$ ($1200\text{—}1300\text{ МН/м}^2$), HV до 400]; относительное удлинение после старения снижается до 2—5%.

Характерной особенностью сплавов меди с бериллием является большая скорость распада пересыщенного твердого α -раствора. Это усложняет условия выполнения закалки, так как требует быстрого переноса деталей из печи в закалочный бак и резкого охлаждения. Для повышения устойчивости пересыщенного твер-

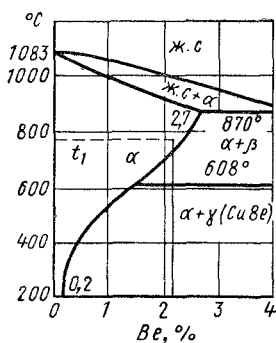


Рис. 132. Часть диаграммы состояния медь—бериллий

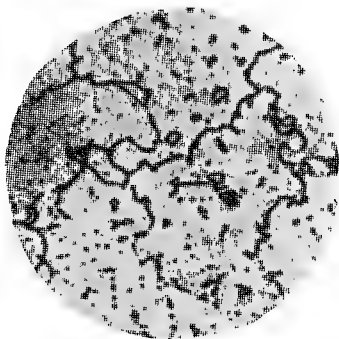


Рис. 133. Микроструктура бериллиевой бронзы Бр.Б2 после закалки от 800° С и отпуска при 350° С; по границам и внутри зерен α -фазы включения фазы CuBe ; $\times 250$

дого раствора (уменьшения скорости распада) и облегчения условий закалки (особенно крупных деталей) бериллиевые бронзы дополнительно легируют никелем. Вводимый в бериллиевые бронзы титан (Бр. БНТ. 1,9—1,85—2,10% Be; 0,2—0,4% Ni; 0,10—0,25% Ti) образует соединения с бериллием (TiBe_2) и медью (Cu_3Ti), выделяющиеся при старении из пересыщенного твердого α -раствора и создающие дополнительное упрочнение.

§ 4. ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ

Общие сведения. Титан является металлом, имеющим полиморфные превращения, и существует в двух аллотропических формах: α и β . Для получения сплавов титан легируют различными металлами: алюминием, марганцем, хромом, молибденом, ванадием и др. Легирование изменяет положение температуры аллотропического превращения титана $\alpha \rightarrow \beta$ (рис. 134). Элементы, повышающие температуру ($\alpha \rightarrow \beta$)-превращения (рис. 134, а), способствуют стабилизации α -твердого раствора и называются α -стабилизаторами (алюминий, кислород, азот). Элементы, понижающие температуру ($\alpha \rightarrow \beta$)-превращения (рис. 134, б, в), способствуют стабилизации β -твердого раствора и называются β -стабилизаторами (молибден, ванадий, ниобий, хром, марганец, железо). В сплавах титана с хромом, марганцем, железом происходит эвтектоидный распад β -фазы (рис. 134, в) с образованием α - и γ -фаз (обычно раствор на основе интерметаллида TiX).

В зависимости от строения титановые сплавы разделяют на три группы: сплавы со структурой α -твердого раствора; сплавы со смешанной структурой ($\alpha + \beta$)-твердого раствора и сплавы со структурой β -твердого раствора. Термической обработкой упрочняются ($\alpha + \beta$)- и β -сплавы, а α -сплавы не упрочняются. Химический состав некоторых промышленных титановых сплавов приведен в табл. 19.

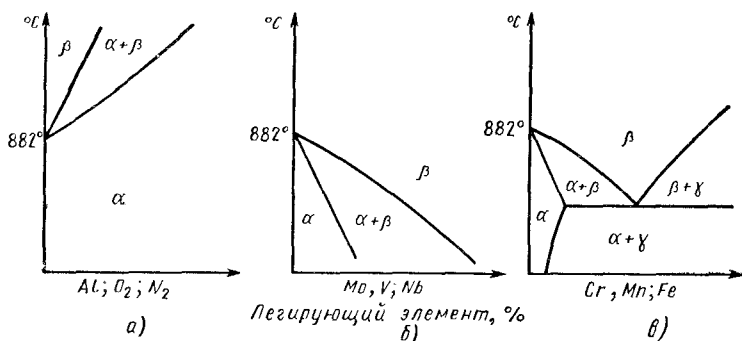


Рис. 134. Схема влияния легирующих элементов и примесей на температуру аллотропического превращения титана

Химический состав (%) титановых сплавов (остальное титан)

Марка сплава	Структурная группа	Al	V	Mo	Cr	Si	Другие элементы
BT1 *		Технический титан					
BT5	α	4,3—6,2	—	—	—	—	—
OT4		3,5—5,0	—	—	—	—	0,8—2,0 Mn
AT3		2,5—3,5	—	—	0,4—0,9	0,25—0,60	0,01 B; 0,25—0,60 Fe
BT6	$\alpha + \beta$	5,5—7,0	4,2—6,0	—	—	—	—
BT8		6,0—7,3	—	2,8—3,8	—	0,20—0,40	—
BT14		4,5—6,3	0,9—1,9	2,5—3,8	—	—	—
BT3-1		5,5—7,0	—	2,0—3,0	1,0—2,5	0,15—0,40	0,2—0,7 Fe
BT22		4,0—5,7	4,0—5,5	4,0—5,5	0,5—2,0	—	0,5—1,5 Fe
BT15	β	2,3—3,6	—	6,8—8,0	9,5—11,0	—	—

* В зависимости от количества примесей различают титан марок BT1-00 (наиболее чистый), BT1-1, BT1-2.

Наиболее важным элементом является алюминий: он содержится во всех сплавах. Алюминий увеличивает прочность, жаропрочность и сопротивляемость титановых сплавов окислению при высоких температурах. Другие элементы, стабилизирующие α -фазу (кислород, азот), влияют положительно (увеличивая прочность) только при очень небольшом их количестве — до 0,15% O₂ и 0,04% N₂. Большее содержание этих элементов вызывает хрупкость в сплавах. Для получения в титановых сплавах ($\alpha + \beta$)-или β -структуры их легируют в определенном количестве α -стабилизатором (алюминием) и β -стабилизаторами (хромом, молибденом, ванадием и др.). Титановые сплавы подвергают рекристаллизационному отжигу и отжигу с фазовой перекристаллизацией, закалке и старению. Для повышения износостойкости и задиростойкости титановые сплавы подвергают азотированию, цементации или окислению.

Отжиг. Рекристаллизационный отжиг применяют для титана и α -сплавов для снятия наклепа после их холодной обработки давлением. Температура рекристаллизационного отжига 520—850° С в зависимости от химического состава сплава (легирующие элементы повышают температуру рекристаллизации) и вида полуфабриката (более низкая температура для листов, более высокая для прутков, поковок, штампованных деталей).

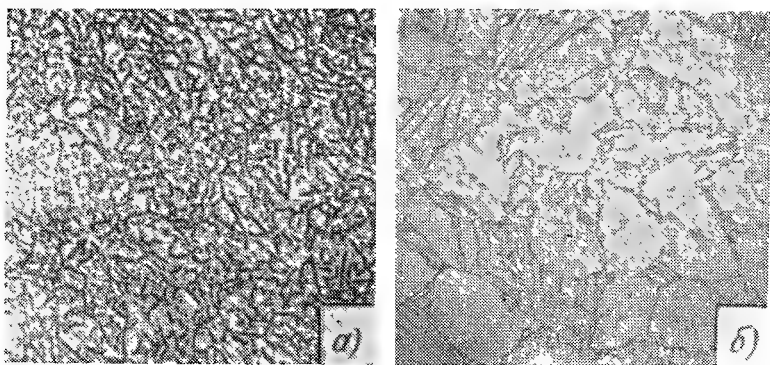


Рис. 135. Микроструктура сплава ВТЗ-1:

а — после отжига; $\times 300$; *б* — после двойного отжига; $\times 2000$

Отжиг с фазовой перекристаллизацией применяют для $(\alpha + \beta)$ -сплавов с целью снижения твердости, повышения пластичности, измельчения зерна, устранения структурной неоднородности. Применяют простой, изотермический и двойной отжиг; температура нагрева при отжиге $750\text{—}950^\circ\text{C}$ (в зависимости от сплава).

При простом отжиге $(\alpha + \beta)$ -сплавов их нагревают до температуры отжига, выдерживают и медленно охлаждают. Образующаяся при нагреве β -фаза (иногда с остаточной α -фазой) при медленном охлаждении распадается с выделением α -фазы, в результате чего образуется структура α - и β -фаз (рис. 135, *а*), близкая к равновесной. При изотермическом отжиге после выдержки при температуре отжига детали охлаждают до $500\text{—}650^\circ\text{C}$ (в зависимости от сплава) в той же печи или переносят в другую печь и выдерживают определенное время, необходимое для распада β -фазы, и охлаждают на воздухе. При изотермическом отжиге сокращается продолжительность отжига, а пластичность получается более высокой.

При двойном отжиге детали нагревают до температуры отжига, выдерживают и охлаждают на воздухе. Затем повторно нагревают до $500\text{—}650^\circ\text{C}$, выдерживают и охлаждают на воздухе. Двойной отжиг по сравнению с изотермическим отжигом повышает предел прочности [например, для сплава ВТЗ-1 на $8\text{—}10\text{ кгс/мм}^2$ ($80\text{—}100\text{ МН/м}^2$)] при незначительном снижении пластичности и сокращает длительность обработки. При двойном отжиге распад β -фазы происходит при охлаждении на воздухе от температуры первого отжига и в процессе второго отжига, который в данном случае является фактически старением; образующиеся мелкодисперсные продукты распада (рис. 135, *б*) упрочняют сплав.

Закалка. Титановые сплавы, содержащие β -стабилизатор, подвергают упрочнению термической обработкой — закалкой и старением. Схема превращений при закалке титановых сплавов

Рис. 136. Схема превращений при закалке титановых сплавов в зависимости от содержания β -стабилизатора

A circular micrograph showing a highly textured, fibrous surface. The texture consists of numerous fine, dark, needle-like or fibrous structures radiating from various points, characteristic of a fracture surface in a metal alloy. The overall appearance is granular and complex, with varying shades of gray representing different surface features.

197

α'' -фаза ($\beta \rightarrow \alpha''$) и это превращение начинается (в сплаве II—II при температуре t_3) и заканчивается (в сплаве II—II при температуре t_4) при более низких температурах.

При концентрации β -стабилизатора от концентрации в точке c_2 до концентрации в точке $c_{кр}$ при температурах на линии M_H в сплавах начинается (в сплаве III—III при температуре t_5) мартенситное превращение, но при понижении температуры не заканчивается. Следовательно, при температурах на линии M_H (в сплаве III—III при температуре t_5) β -фаза только частично превращается в α'' -фазу и образуется структура $\alpha'' + \beta$. Сохранившаяся β -фаза является нестабильной ($\beta_{нест.}$).

При концентрации β -стабилизатора от концентрации в точке $c_{кр}$ до концентрации в точке c_3 при температуре в точке t_6 (например, в сплаве IV—IV) внутри β -твердого раствора образуется ω -фаза. Это превращение никогда не доходит до конца, и поэтому сплав состоит из фаз $\beta_{нест.} + \omega$. При концентрации β -стабилизатора от концентрации в точке c_3 до концентрации в точке c_4 при закалке фиксируется нестабильная β -фаза (например, в сплаве V—V). При концентрации β -стабилизатора больше концентрации в точке c_4 сохраняется стабильная β -фаза.

При закалке титановых сплавов от температур ниже линии ac_4 (но выше ab), т. е. из $(\alpha + \beta)$ -области, в β -фазе произойдут те же превращения, какие протекают в данном сплаве при его закалке с нагревом до температур выше линии ac_4 , но в структуре сохранится также еще и α -фаза.

Как видно из рассмотренных выше превращений, при закалке титановых сплавов в зависимости от содержания β -стабилизатора образуются фазы α' , α'' , ω и $\beta_{нест.}$ Эти фазы образуются из β -фазы в результате бездиффузионного (мартенситного) превращения.

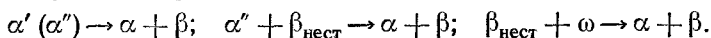
Фаза α' представляет собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане; как и α -фаза, она имеет гексагональную кристаллическую решетку (несколько искаженную подобно мартенситу в сталях) и игольчатую микроструктуру; по сравнению с α -фазой α' -фаза несколько тверже и прочнее; образуется в титановых сплавах с малой концентрацией легирующих элементов.

Фаза α'' представляет собой, подобно α' -фазе, пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане, но по сравнению с α' -фазой более пересыщена, так как образуется в сплавах с большей концентрацией легирующих элементов; кристаллическая решетка α'' -фазы ромбическая. Эта фаза образуется только в титановых сплавах, легированных такими элементами (Mo, V, Nb и др.), атомные радиусы которых близки к атомному радиусу титана; как и α' -фаза, она имеет игольчатое строение, а твердость и прочность ее значительно ниже.

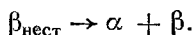
Фаза ω представляет собой соединение электронного типа (с электронной концентрацией, близкой к 4,2 электрона на атом)

с искаженной гексагональной кристаллической решеткой, когерентно связанной с решеткой β -фазы (так как превращение $\beta \rightarrow \omega$ никогда не доходит до конца). Подобно α' - и α'' -фазам превращение $\beta \rightarrow \omega$ происходит бездиффузионным путем, но образующаяся структура не имеет игольчатого строения. При наличии ω -фазы повышается твердость, но резко снижается пластичность сплавов, поэтому следует применять режимы, исключаящие образование при термической обработке ω -фазы, охрупчивающей сплав. Нестабильная β -фаза ($\beta_{\text{нест}}$), фиксируемая с высокой температуры, представляет собой пересыщенный твердый раствор на основе β -титана.

Старение. Образовавшиеся в результате закалки метастабильные фазы α' , α'' , ω и $\beta_{\text{нест}}$ при последующем нагреве переходят в более стабильные дисперсные структуры. На процесс старения и получаемые при этом результаты влияют состав сплава, его структура после закалки, температура и длительность старения. При старении α -сплавов со структурой после закалки α' -фазы происходит превращение $\alpha' \rightarrow \alpha$. При старении $(\alpha + \beta)$ -сплавов в зависимости от структуры, полученной после закалки, происходят следующие превращения:



При старении β -сплавов происходит распад $\beta_{\text{нест}}$ -фазы на α - и β -фазы:



Распад β -фазы в $(\alpha + \beta)$ - и β -сплавах по схеме $\beta_{\text{нест}} \rightarrow \alpha + \beta$ происходит во время старения при температурах выше 450°C (для большинства сплавов). При более низких температурах распад β -фазы происходит с образованием ω -фазы: $\beta_{\text{нест}} \rightarrow \beta_{\text{нест}} + \omega$, а если после закалки получена структура $\beta_{\text{нест}} + \omega$, то старение при низких температурах приводит к возрастанию количества ω -фазы. Так как наличие ω -фазы вызывает охрупчивание сплава, старения при низких температурах избегают.

Длительность старения при выбранной температуре влияет следующим образом: вначале твердость повышается (образование дисперсных частиц α -фазы), достигает максимума, а затем снижается (коагуляция частиц α -фазы). Изменение структуры сплавов при старении, как результат распада пересыщенного твердого раствора с выделением дисперсных частиц α -фазы (а в сплавах с β -эвтектидным стабилизатором интерметаллидов TiX), вызывает упрочнение сплава. Наибольший эффект упрочнения получается при распаде β -фазы.

Закалка и старение α -сплавов (BT5, OT4 и др.) почти не изменяют механических свойств, и поэтому сплавы этой группы подвергают только отжигу. Закалкой и старением $(\alpha + \beta)$ -сплавов (BT3-1, BT6, BT8 и др.) можно получить значительное упрочнение. Эти сплавы закалывают из двухфазной $(\alpha + \beta)$ -области

(800—920° С в зависимости от сплава) и подвергают старению при температурах 450—550° С от 2 до 16 ч. С повышением температуры закалки увеличивается прочность и снижается пластичность. Хорошее сочетание прочности и пластичности достигается старением при 500—550° С. Например, сплав ВТЗ-1 после закалки в воде от 835° С и последующего старения при 500° С имеет $\sigma_b = 150 \text{ кгс/мм}^2$ (1500 МН/м²), $\delta = 7\%$, $\psi = 17\%$.

Сплавом β является сплав ВТ15, упрочнение которого проводят закалкой в воде от 800° С с последующим двойным старением при 480—500° С 16—25 ч и при 560° С 15 мин. После двойного старения сплав более пластичен (устранение ω -фазы при втором старении при 560° С): $\sigma_b = 125 \div 135 \text{ кгс/мм}^2$ (1250—1350 МН/м²) и $\delta = 9 \div 11\%$, а после такого же режима, но без второго старения $\sigma_b = 145 \div 150 \text{ кгс/мм}^2$ (1450—1500 МН/м²), $\delta = 3 \div 4\%$.

Азотирование. Из всех видов химико-термической обработки титановых сплавов наибольшее распространение получило азотирование, осуществляемое в среде азота или в смеси азота и аргона при температурах 850—950° С в течение 10—50 ч. Микроструктура азотированного слоя состоит из хрупкой зоны нитридов (на поверхности) толщиной 5—20 мкм и глубже расположенной зоны твердого раствора азота в α -титане (толщиной 0,1—0,15 мм) с твердостью HV 800—1000. Хрупкую поверхностную нитридную зону удаляют шлифованием.

Детали из титановых сплавов после азотирования обладают хорошими антифрикционными свойствами, повышенным пределом выносливости, коррозионной стойкостью и высокой износостойкостью.

§ 5. ТЕХНИКА БЕЗОПАСНОСТИ

Особое внимание следует обращать на технику безопасности при термической обработке алюминиевых и магниевых сплавов, так как образующаяся алюминиевая и магниевая пыль при обработке алюминиевых и магниевых сплавов способна к воспламенению, а дуралюминиевая пыль и окалина железа образуют взрывчатую смесь. Поэтому не разрешается обтачивать дуралюминиевые и магниевые детали на наждачных станках, нагревать их в печах, в которых нагревают детали из черных металлов, сдувать пыль воздухом, так как при этом пыль переходит во взвешенное взрывоопасное состояние, проводить работы, связанные с применением открытого пламени в помещении, где проводится обработка сплавов, пользоваться для тушения деталей из магниевых сплавов химическими пенными огнетушителями или водой (магний будет разлагать воду и вызовет взрыв). Допускается тушение магниевых сплавов углекислым газом, а дуралюминиевой пыли — также и мокрым песком.

При термической обработке деталей из медных и титановых сплавов следует руководствоваться правилами безопасной работы на печах с электрическим и газовым обогревом.

**ПРИМЕРЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
СТАЛЬНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ И ДЕТАЛЕЙ**

Г л а в а X

**ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОЛУФАБРИКАТОВ
И СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ**

§ 1. СЛИТКИ

Слиток стали неоднороден как по химическому составу, так и по механическим свойствам. Различают зональную (в пределах различных зон слитка) и дендритную (внутрикристаллитную) ликвацию. В слитке обычно бывают неметаллические включения, пустоты, пузыри, раковины и другие дефекты. Некоторые дефекты слитков удастся устранить термической обработкой. Для выравнивания дендритной (внутрикристаллитной) ликвации, возникающей в процессе кристаллизации, а также понижения твердости перед обдиркой, проводимой для удаления поверхностных дефектов, слитки легированных сталей подвергают термической обработке.

Для выравнивания (путем диффузии) химической неоднородности (уменьшения внутрикристаллитной ликвации) слитки подвергают диффузионному отжигу (гомогенизации). Скорость диффузии возрастает с повышением температуры, а количество продиффундировавших атомов тем больше, чем больше выдержка. Поэтому для проведения гомогенизации необходима высокая температура. Полностью устранить дендритную ликвацию в легированных сталях не удастся, так как для этого необходима выдержка длительностью в сотни часов при температурах выше 1200° С.

Практически слитки нагревают до 1100—1200° С, выдерживают при этой температуре 8—15 ч и затем медленно охлаждают до 250—200° С. Весь процесс диффузионного отжига продолжается около 80—100 ч.

Для экономии топлива и сокращения времени диффузионного отжига (уменьшается окисление поверхности слитка и рост зерен аустенита) гомогенизацию целесообразно проводить сразу после затвердения слитка. Для этого слитки после затвердения с температурой не ниже 700—750° С помещают в печь, нагретую до температуры 1100—1200° С; охлаждение после выдержки в течение

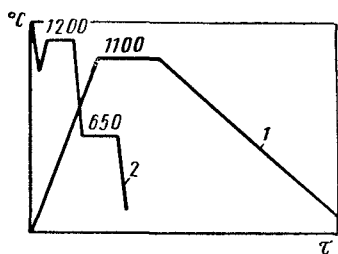


Рис. 138. Схемы диффузионного отжига слитков:

1 — обычного; 2 — после затвердевания слитка

ние 8—15 ч осуществляют замедленно, вместе с печью. Целесообразно проводить охлаждение по режиму изотермического отжига, т. е. дать в процессе охлаждения выдержку при 650°С. На рис. 138 приведены графики обычного диффузионного отжига (кривая 1) и гомогенизации непосредственно после затвердевания (кривая 2).

Диффузионный отжиг выравнивает дендритную (внутрикристаллитную) ликвацию, но на зональную (макроскопическую) ликвацию практически не влияет. В результате диффузионного отжига зерно растет. Этот недостаток микроструктуры устраняется тем, что слитки в дальнейшем подвергают ряду операций горячей обработки (прокатке, ковке), в результате которых уничтожается крупнозернистая структура слитков. Поэтому после гомогенизации слитки не подвергают отжигу для улучшения структуры.

Целесообразно проводить горячую обработку (ковку, прокатку) с использованием нагрева для гомогенизирующего отжига. Для слитков из стали 30ХГСНА применяют следующий режим: нагрев до 1220°С, выдержка 2 ч; нагрев до 1270°С, выдержка 1,5 ч; нагрев до 1300°С, выдержка 2 ч; охлаждение до 1250°С, прокатка.

Для понижения твердости перед обдиркой и снижения внутренних напряжений слитки легированных сталей подвергают смягчающему отжигу. Легирующие элементы — хром, марганец и другие увеличивают склонность к переохлаждению аустенита,

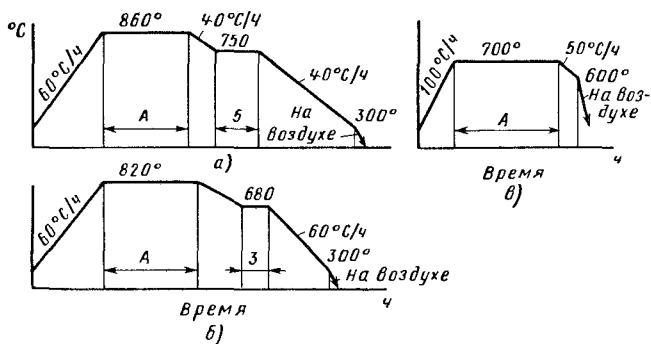


Рис. 139. Режимы термической обработки слитков из различных сталей:

а — быстрорежущих Р9 и Р18; б — инструментальных легированных ХВГ; 7ХЗ, 3Х2В8 и др.; в — конструктивных типа 30ХГТ, 20Х2Н4А, 25Х2Н4ВА и др.

поэтому в наружной зоне слитка (более быстрое охлаждение) образуется структура троостосорбитного или мартенситного типа, что приводит к повышению твердости. Кроме того, в результате неравномерного охлаждения слитка по сечению и объемных изменений, связанных со структурными превращениями, в слитке возникают значительные внутренние напряжения, которые иногда приводят к образованию трещин.

Слитки из быстрорежущих, высокохромистых и некоторых типов инструментальных сталей подвергают отжигу с фазовой перекристаллизацией. В ряде случаев может быть рекомендовано охлаждение по изотермическому режиму (рис. 139, *а* и *б*). Слитки сталей мартенситного класса (18Х2Н4ВА и др.) подвергают высокому отпуску при 680—700° С для снижения твердости и получения структур сорбитного типа (рис. 139, *в*). Рекомендуется загружать слитки в печь для отжига с температурой 300—400° С. Продолжительность выдержки (отрезок *А*) определяется массой садки, маркой стали и типом печи. Гомогенизацию и отжиг слитков производят в печах с выкатным подом, обеспечивающим удобство загрузки и выгрузки, или в колодцевых печах. Небольшие слитки инструментальных легированных сталей для снижения твердости перед обдиркой можно охлаждать медленно в специальных колодцах до температуры 100—150° С в течение длительного времени (до 40 ч).

§ 2. ОТЛИВКИ

Отливки изготовляют из углеродистых сталей с содержанием углерода от 0,12 до 0,60% и различных легированных конструкционных сталей. Отливки со специальными свойствами изготовляют из высоколегированных сталей.

Фасонные отливки имеют крупнозернистый излом и крупнозернистую микроструктуру (крупнопластинчатый перлит, крупные зерна или сетку феррита). Часто в фасонных отливках наблюдается видманштеттова структура (образующаяся при сильном перегреве), которая характеризуется пластинчатой формой ферритных участков, расположенных под углом друг к другу с образованием треугольников. В связи с такой структурой прочность и пластичность стали низкие, а твердость повышенная, что ухудшает обработку отливок. В фасонных отливках возникают также значительные внутренние напряжения.

Отливки неоднородны и по химическому составу (дендритная ликвация). Для обеспечения необходимых свойств фасонные отливки подвергают термической обработке. Отливки углеродистой стали подвергаются высокому отпуску с нагревом ниже точки A_{c1} (650—700° С) для устранения внутренних напряжений, если улучшать структуру не нужно. Если к отливке предъявляются повышенные требования, то проводится отжиг или нормализация при температуре $A_{c3} + (30—50^{\circ} \text{С})$. При нормализа-

ции повышаются прочностные показатели. Отливки из легированной стали подвергают нормализации с отпуском или закалке с отпуском. Перед термической обработкой производится очистка отливок и отрезка прибылей и литников. Если применяют огневую резку, то отливки предварительно отжигают, а после вновь подвергают термической обработке. Такой порядок операций особенно важен при обработке отливок из легированных сталей, в которых при огневой резке без предварительного отжига могут возникнуть трещины.

Отливки небольших сечений и простой конфигурации можно загружать в печь, нагретую до температуры отжига, и нагревать с наибольшей возможной скоростью. Сложные по конфигурации массивные отливки, имеющие значительные внутренние напряжения, во избежание возникновения трещин необходимо нагревать медленно, со скоростью около $100^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ до $350\text{—}400^{\circ}\text{C}$, после чего скорость нагрева может быть увеличена. Время нагрева определяется из расчета 1—2 мин на 1 мм наибольшего сечения отливки, время выдержки составляет 25% времени нагрева.

Охлаждение отливок при отжиге производится вместе с печью до $300\text{—}400^{\circ}\text{C}$, а затем на воздухе. При нормализации отливки равномерно охлаждают на воздухе. После отжига или нормализации значительно повышается пластичность отливок. Структура отливок после отжига или нормализации измельчается.

Для значительного улучшения свойств углеродистой стали (содержащих более 0,3% С) применяют сложную термическую обработку: нормализацию от 960°C , закалку в воде от 840°C , отпуск при 600°C . Такая обработка рекомендуется для отливок с толщиной стенки до 25 мм и должна быть экономически обоснована, так как при этом повышается стоимость отливок.

Для толстостенных отливок лучше применять нормализацию с высоким отпуском. Термическая обработка влияет на механические свойства тонкостенных отливок. Для отливок сечением более 500 мм повышается ударная вязкость (в 1,5—2,0 раза). Поэтому для устранения внутренних напряжений рекомендуется вместо отжига проводить регулируемое охлаждение в литейной форме. Для этого в форму помещают плиты с каналами. Вначале охлаждают быстро до $620\text{—}650^{\circ}\text{C}$ (подают в каналы воду), а затем пропускают горячие дымовые газы, чтобы обеспечить выдержку в области перехода пластических деформаций в упругие при $620\text{—}650^{\circ}\text{C}$. После выравнивания температуры по сечению отливки охлаждают до $550\text{—}600^{\circ}\text{C}$, а затем выбивают отливки из формы. Такое охлаждение крупных отливок сокращает длительность обработки в 1,5—2,0 раза.

Для улучшения массивных отливок, имеющих крупную дендритную структуру и внутрикристаллитную ликвацию, применяют диффузионный (гомогенизирующий) отжиг при $950\text{—}1000^{\circ}\text{C}$ с последующим обычным отжигом или нормализацией. Крупнозернистую структуру отливок из легированной стали трудно

устранить отжигом или нормализацией с нагревом выше точки A_{c3} . Если нагреть отливку только выше точки A_{c3} , а затем охладить, то получится структура с заметной зернистостью в изломе, так как измельченные зерна аустенита, образовавшиеся при нагреве, сохраняют ориентацию бывшей грубозернистой структуры. Только при нагреве до более высоких температур происходит рекристаллизация аустенита (рис. 140). Поэтому для получения высоких механических и особенно пластических свойств рекомендуется двойная обработка: высокотемпературный отжиг или нормализация с последующей нормализацией или отжигом при нагреве несколько выше точки A_{c3} . Для устранения дендритной ликвации отливки из легированной стали подвергают диффузионному отжигу при $1100\text{—}1150^\circ\text{C}$ с выдержкой $10\text{—}15$ ч; затем для измельчения зерна проводят обычный отжиг при температуре $A_{c3} + (30\text{—}50^\circ\text{C})$.

Для получения высоких механических свойств отливки из легированной стали подвергают нормализации ($850\text{—}900^\circ\text{C}$) или закалке ($850\text{—}880^\circ\text{C}$) в масле с последующим отпуском при $560\text{—}650^\circ\text{C}$. При назначении режимов термической обработки необходимо учитывать повышенную склонность отливок из легированных сталей к отпускной хрупкости.

Для отжига и нормализации отливок применяют садочные и методические печи, а для нормализации и закалки с отпуском — специальные агрегаты. Целесообразно применять печи с выкатным подом. При загрузке отливок на под печи или на поддоны необходимо соблюдать следующие условия: при укладке в несколько рядов тяжелые отливки располагать в нижних рядах; между отливками оставлять зазоры; отливки сложной конфигурации укладывать на подставках в один ряд. После термической обработки проверяют микроструктуру отливок, размеры, излом; проводят наружный осмотр и механические испытания.

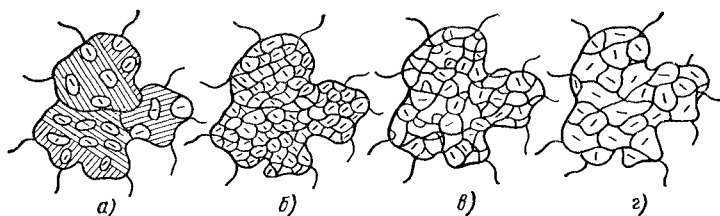


Рис. 140. Схема структурных превращений при отжиге отливок из легированной стали:

а — нагрев немного выше точки A_{c1} (частичное образование аустенита); *б* — нагрев выше точки A_{c3} (полное образование аустенита с сохранением ориентационных связей с исходной структурой); *в* — начало рекристаллизации аустенита; *г* — полная рекристаллизация

§ 3. ПОКОВКИ

Поковки изготовляют из углеродистых и легированных сталей. Для получения заданных свойств поковки подвергают различным видам термической обработки: отжигу, нормализации с высоким отпускком, закалке с отпускком, а также применяют регулируемое охлаждение послековки или штамповки. Термическую обработку поковок подразделяют на предварительную — для снижения твердости, улучшения структуры, устранения внутренних напряжений и предупреждения флокенообразования и окончательную — для получения требуемых свойств.

Поковки имеют более мелкую структуру и более однородны по химическому составу, чем отливки. Одним из дефектов поковок являются флокены¹. Если поковки небольшие, то при замедленном охлаждении от 200° С до 20° С водород успевает выйти в атмосферу и флокены не образуются. При ускоренном охлаждении, особенно крупных поковок, водород остается в металле и вызывает образование трещин в виде флокенов.

В легированных сталях период образования флокенов совпадает с мартенситным превращением, что способствует увеличению внутренних напряжений. Менее чувствительны к флокенам легированные стали, в которых при нагреве и охлаждении не протекают фазовые превращения (ферритного и аустенитного классов) или в структуре которых образуются специальные карбиды (например, быстрорежущие стали).

В поковках, полученных из проката, флокены не образуются (сортовой прокат охлаждают замедленно), поэтому их, как правило, охлаждают на воздухе. Крупные поковки флокеночувствительных легированных сталей, полученные из слитков, следует охлаждать послековки по специальным тепловым режимам, которые обеспечивают перераспределение или удаление водорода. Например, поковки с площадью сечения 100—150 мм² из сталей 40Х, 50ХН, 38ХГН медленно охлаждают в закрытых колодцах. Для поковок сечением от 300 мм и более режим специального охлаждения назначают с учетом химического состава и размеров поковок. Режим замедленного охлаждения поковок из углеродистых и низколегированных сталей приведен в табл. 20.

Аустенит среднелегированных сталей (34ХНЗМ, 20Х2Н4А и др.) обладает большой устойчивостью, поэтому поковки сначала охлаждают до температур разложения аустенита 280—300° С (скорость диффузии водорода в феррите выше), а затем дают изотермическую выдержку при 600—650° С для удаления водорода (табл. 21).

Следовательно, для каждой группы поковок должны разрабатываться конкретные режимы регулируемого послековки

¹ Флокены — внутренние трещины, обнаруживаемые в изломе в виде белых пятен (хлопьев).

**Режим замедленного охлаждения поковок из углеродистых
и низколегированных сталей**

Площадь сечения, мм ²	Выдержка после посадки последней поковки при температуре печи 600—640° С, ч	Скорость охлаждения, °С/ч		Конечная температура охлаждения в печи, °С
		до 400° С	до конечной температуры охлаждения	
До 400 401—601	12 20	50 40	На воздухе 30	400 250

охлаждения для предупреждения флокенообразования, устранения внутренних напряжений и улучшения обрабатываемости резанием.

Для устранения дефектов структуры и снижения твердости проводят: отжиг с нагревом выше точек $A_{с3}$ или $A_{с1}$ с последующим медленным (от 150° С/ч для углеродистых сталей до 15° С/ч для легированных сталей) охлаждением или изотермический отжиг с выдержкой ниже точки $A_{с1}$; нормализацию (нагрев на 30—50° С выше точки $A_{с3}$) с последующим высоким отпускком (экономичнее отжига) для легированных сталей, без отпуска — для углеродистых сталей. Можно проводить предварительную термическую обработку с использованием тепла нагрева под ковку в тех случаях, когда поковки далее подвергают окончательной термической обработке, при которой изменяется структура. В качестве окончательной термической обработки поковок

Т а б л и ц а 21

**Режимы замедленного охлаждения поковок
из среднелегированных сталей**

Площадь сечения, мм ²	Скорость охлаждения до 280—320° С, °С/ч	Выдержка при 280—320° С, ч	Скорость нагрева до 630—650° С, °С/ч	Изотермическая выдержка при 630—650° С, ч	Скорость охлаждения, °С/ч		Конечная температура охлаждения, °С
					до 400° С	до конечной температуры	
До 300	60	6	60	48	40	15	120
301—500	50	8	50	72	30	10	110

П р и м е ч а н и е. Переохлаждение начинается после посадки последней поковки без выдержки при 630—650° С.

применяют нормализацию с высоким отпускком или закалку в масле с высоким отпускком, которые проводят после обработки на металлорежущих станках или непосредственно послековки и штамповки.

§ 4. СОРТОВОЙ ПРОКАТ

Сортовой прокат изготавливают из различных сталей — углеродистых и легированных (конструкционных, инструментальных и специального назначения). Для получения необходимой твердости и структуры, улучшения обрабатываемости резанием и давлением, подготовки структуры для последующей термической обработки сортовой прокат подвергают отжигу или высокому отпускку. Для получения определенных механических свойств, предусмотренных ГОСТом, проводят нормализацию или нормализацию с высоким отпускком, чтобы устранить неоднородность микроструктуры путем фазовой перекристаллизации.

Прокат из инструментальных сталей подвергают отжигу на зернистый перлит. Прокат из высоколегированных конструкционных сталей мартенситного класса, подкаливающихся при охлаждении на воздухе и получающих в связи с этим повышенную твердость (до *HV* 500), подвергают высокому отпускку. Прокат конструкционных углеродистых сталей подвергают отжигу или высокому отпускку. Для более эффективного использования оборудования сортовой прокат в зависимости от назначения и марки стали разбивают на группы, близкие по режиму термической обработки; например, садки формируют из сталей 30, 45 и 50; У7А, У8А, У9А; 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С; Х, 9Х, 9ХС, ХГ, ХВГ и др. Кроме этого, необходимо учитывать склонность сталей к окислению и обезуглероживанию и тип печей, в которых производят термическую обработку.

Для лучшего и более равномерного нагрева сортовой прокат следует укладывать на под печи в специальных скобах (бугелях) с применением специальных прокладок (рис. 141). Масса пакетов достигает 30—40 т и более. Даже при такой массе пакета обеспечивается быстрый и равномерный нагрев садки благодаря тому, что пакет состоит из отдельных ячеек, так как прокладки изготавливают из прутков квадратного или круглого сечения не менее 40—45 мм. При составлении садки следует учитывать массу пакета и условия нагрева в зависимости от типа печи. Например, в печах с выдвигным подом при одностороннем нагреве разница температур по высоте печи (садки) достигает 40—60° С, и поэтому максимальная высота садки не должна превышать 0,6—0,8 м. В печах с двусторонним нагревом разность температур не превышает 20° С и высота садки может быть увеличена. В центр садки следует помещать прокат мелкого профиля из сталей с более широким интервалом температур отжига.

Момент окончания нагрева определяют по показаниям термопар, установленных в своде и боковых стенках печи. Время выдержки для выравнивания температуры по всему сечению садки определяется массой садки, химическим составом нагреваемых сталей, типом печи; например, при отжиге шарикоподшипниковых сталей в механизированных камерных печах приняты следующие нормы выдержки:

Масса садки, т	10—15	15—20	20—25	25—30
Выдержка, ч/т	0,95—1,05	0,85—0,95	0,75—0,85	0,65—0,75

Ускорения нагрева можно достичь повышением температуры в начальный период выдержки на $20\text{--}30^\circ\text{C}$. Охлаждение при отжиге проводят до $600\text{--}550^\circ\text{C}$ медленно со скоростью $20\text{--}50^\circ\text{C/ч}$, а затем на воздухе. Охлаждение после высокого отпуска осуществляют на воздухе. Рассмотрим примеры термической обработки сортового проката. Отжиг проката из стали У7А—У9А на зернистый перлит проводят с температуры несколько выше точки A_{c1} (чтобы в структуре не образовался пластинчатый перлит); поэтому температура отжига составляет 745°C . Для сортового проката крупного профиля (более $40\text{--}60\text{ мм}$) в первые 2 ч выдержки повышают температуру до 760°C . При скорости нагрева 100°C/ч время нагрева составляет 3—5 ч, а время выдержки (отрезок А на рис. 142) определяют из расчета $0,55\text{--}0,75\text{ ч/т}$ (чем больше

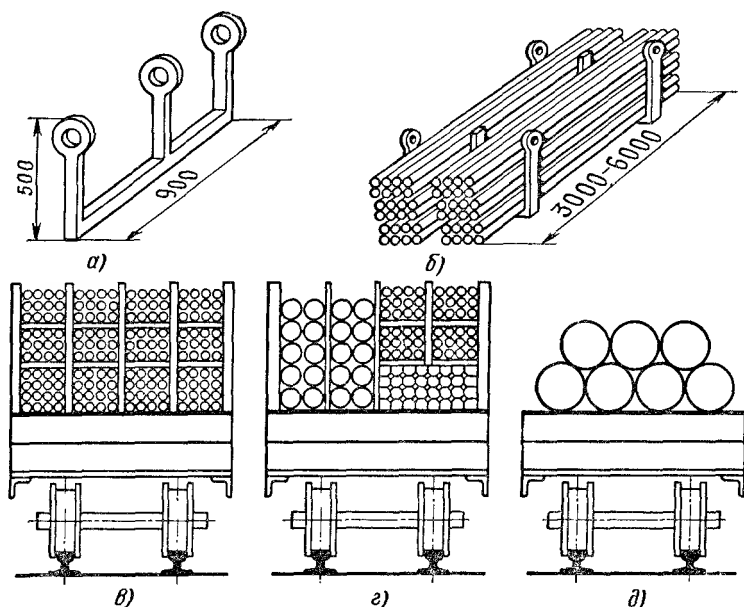


Рис. 141. Схемы загрузки проката на под печи:

а — скоба, применяемая при загрузке; б — пакет проката; в — штабги; г — разные профили; д — трубы

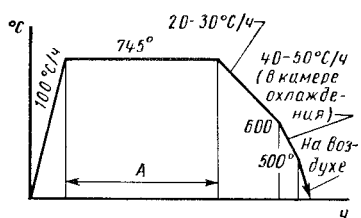


Рис. 142. Режимы отжига сортового проката мелкого профиля (до 40 мм) углеродистых инструментальных сталей У7, У8, У9 (масса садки до 30 т)

садка, тем меньше норма времени). Охлаждают со скоростью 20—30° С/ч до 600° С, далее охлаждают в специальной камере (40—50° С/ч) до 500—400° С, а затем на воздухе. Если нужно снизить твердость проката из легированных сталей без необходимости исправления структуры, рекомендуется применять высокий отпуск при 660—740° С (на 40—50° С ниже точки A_{c1}).

Используя нагрев при прокатке, можно значительно повысить механические свойства сортового проката из низкоуглеродистых и низколегированных сталей применением высокотемпературной термомеханической обработки (В. Т. М. О.). Для этого горячее деформирование заканчивают при температурах, близких к критической точке, далее проводят закалку на мартенсит (в низкоуглеродистых сталях образуются структуры феррито-цементитного типа). При В. Т. М. О. могут быть получены высокие механические свойства. Так, прутки диаметром 19 мм из стали 45 после охлаждения с температуры 900° С (температура выхода из последней клетки прокатного стана) водой и отпуска при 300° С имеет предел прочности при растяжении 140—200 кгс/мм² (1400—2000 МН/м²). После термической обработки сортового проката контролируют твердость на прессе Бринелля, качество излома, макро- и микроструктуру, глубину обезуглероженного слоя, механические свойства (испытание на растяжение и удар) и прокаливаемость.

§ 5. ПРОВОЛОКА

Проволоку изготовляют из углеродистых и легированных сталей. Из стального слитка путем горячей прокатки получают катанку, т. е. толстую горячекатаную проволоку. От качества катанки зависит качество проволоки. Катанка не должна иметь закатов, волосовин, обезуглероживания, усадочной рыхлости, плен, неметаллических включений, овальности профиля.

Для изготовления проволоки диаметром до 8 мм катанку подвергают холодному протягиванию (волочению) в специальных станах. При волочении происходит наклеп проволоки, вязкость ее понижается, она становится хрупкой и начинает рваться и ломаться. Чтобы вернуть проволоке пластичность после определенного количества проходов, ее подвергают патентованию или отжигу.

При патентовании проволоку нагревают в специальных печах до 870—920° С и затем охлаждают в расплавленных свинце

или солях при 450—550° С. Схема установки для непрерывного патентирования проволоки дана на рис. 143. Мотки проволоки устанавливаются на фигурки 1. Разматываясь, проволока проходит через трубки нагревательной печи 2, через свинцовую или соляную ванну 3 и наматывается на барабаны 4. Время прохождения (скорость движения) проволоки через нагревательную печь и свинцовую (соляную) ванну рассчитывают так, чтобы в печи проволока нагревалась до требуемой температуры, а в свинцовой (соляной) ванне полностью происходил изотермический распад аустенита. Для охлаждения применяют следующие смеси солей: 70—80% NaNO_3 , 30—20% KNO_3 или 70—90% NaOH , 30—10% KOH .

При одинаковых условиях охлаждения скорость охлаждения в соляной ванне состава 70% NaNO_3 и 30% KNO_3 выше (72° С/с), чем в свинце (55° С/с). Высокая охлаждающая способность солей достигается применением электродных ванн с электромагнитной циркуляцией, в которых создаются условия перемешивания расплавленных солей и обеспечивается равномерная температура ванны. В связи с более быстрым и равномерным охлаждением механические свойства проволоки выше при охлаждении в солях, чем при охлаждении в свинце.

На 1 т продукции расход солей составляет 6,79 кг, а свинца 18,4 кг. Применение солей обеспечивает возможность замены дорогостоящего свинца и снижает себестоимость изотермической закалки в 8 раз. Патентированию подвергают углеродистую сталь, содержащую 0,45—0,85% С. В соляных ваннах при температуре 450—550° С аустенит быстро распадается на квазиэвтектоидную ферритоцементитную смесь тонкопластинчатого строения, которую называют сорбитом патентирования.

На процесс волочения влияют размер и форма цементита. Наличие цементита в виде сетки в процессе волочения приводит

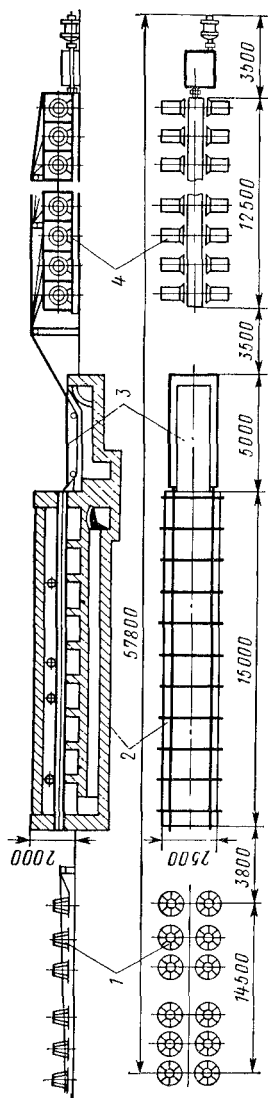


Рис. 143. Схема установки для непрерывного патентирования проволоки

к образованию трещин и обрывам проволоки. Цементит грубопластинчатой формы также снижает пластические свойства. Цементит зернистой формы хорошо деформируется и позволяет проводить волочение даже при больших степенях обжатия. Но для обеспечения высоких пластических свойств проволоки необходимо иметь тонкопластинчатое однородное строение цементита (сорбит патентирования). Дисперсность частиц цементита сорбита патентирования определяется прежде всего температурой изотермической среды. Степень дисперсности сорбита увеличивается с понижением температуры ванны. Для тонкой проволоки эта температура может быть более высокой, так как процесс распада аустенита протекает практически при температурах изотермической выдержки (мала масса проволоки). Проволока диаметром 5—6 мм патентуется при более низких температурах, чтобы увеличить скорость охлаждения. При температурах большей устойчивости аустенита в результате изотермического распада образуется бейнит.

На результаты патентирования влияет и длительность изотермической выдержки. При неполном распаде аустенита в свинцовой (соляной) ванне оставшийся нераспавшимся аустенит распадается с образованием мартенсита, что приводит к неоднородности структуры и хрупкости. Структура сорбита патентирования является наиболее благоприятной для холодного волочения, так как при деформировании напряжения распределяются равномерно, и даже при больших степенях обжатия обрывов проволоки не происходит. Патентированная проволока обладает исключительно высокими показателями прочности $\sigma_b > 300 \text{ кгс/мм}^2$ (3000 МН/м^2) в сочетании с высокой пластичностью.

Патентирование можно применять и как промежуточную операцию для восстановления пластичности при волочении, и как конечную операцию термической обработки готовой проволоки.

Находит применение метод получения высокопрочной проволоки, при котором распад переохлажденного аустенита протекает при температурах бейнитного превращения. Бейнит, имея пластинчатое строение, обуславливает склонность к упрочнению при пластической деформации проволоки. Методом бейнитирования получают проволоку диаметром 5—6 мм из сталей У9 и 30ХГСА с пределом прочности при растяжении $200\text{—}225 \text{ кгс/мм}^2$ ($2000\text{—}2250 \text{ МН/м}^2$).

Кроме патентирования для смягчения проволоки применяют также отжиг. После отжига и последующего волочения проволока не обладает высокими механическими свойствами. Поэтому отжиг применяют для низкоуглеродистой мягкой стальной проволоки, а также для проволоки с высоким содержанием углерода, которую в дальнейшем подвергают термической обработке (например, инструментальную и игольную проволоку и изготовленный из нее инструмент или иглы подвергают закалке и отпуску). При отжиге мотки проволоки нагревают в печах периодического действия

с применением защитной атмосферы. Некоторые сорта проволоки в готовом виде подвергают закалке и отпуску в непрерывно действующих установках.

§ 6. ЛИСТЫ

Для изготовления листов применяют разные стали — углеродистые и легированные (конструкционные, инструментальные и специального назначения). Листы подвергают предварительной термической обработке в процессе прокатки для снятия наклепа и восстановления пластичности и окончательной термической обработке для придания листу технологических свойств, необходимых при изготовлении из него различных изделий, и эксплуатационных свойств, например, прочности, вязкости и т. д.

Листы по способу изготовления разделяют на горячекатаные и холоднокатаные. Горячекатаные листы для получения однородной мелкозернистой структуры подвергают нормализации при температуре на 40—50° С выше точки A_{c3} в камерных печах или в печах непрерывного действия с роликовым подом. При нормализации в камерных печах листы по одному или небольшими стопками укладывают на под печи и после нагрева охлаждают на воздухе. Недостатком нормализации в камерных печах является неравномерный нагрев и окисление поверхности листов. Равномерный нагрев и меньшее окисление получается при нормализации листов в печах непрерывного действия, например в проходных роликовых печах. Листы укладываются по одному или небольшими стопками на движущийся под печи в зависимости от толщины листа (толщиной до 2,0 мм стопками по два-три листа, толщиной более 2,0 мм поштучно) и продвигаются через печь.

Для повышения пластичности горячекатаную сталь подвергают отжигу. После нагрева в печи листы поступают в специальную футерованную камеру замедленного охлаждения, а затем по рольгангу стопки листов выдаются на воздух.

Холоднокатаные листы подвергают рекристаллизационному отжигу. Цель отжига — получение однородного зерна 6 или 7-го балла, обеспечивающего хорошую штампуемость листов, восстановление пластичности и получение требуемых механических свойств. Отжиг проводят в листах или рулонах. Температура отжига 600—700° С определяется толщиной листа и маркой стали. Повышение температуры приводит к неравномерному нагреву садки и получению крупнозернистой структуры в поверхностных слоях садки. Для отжига холоднокатаных листов широкое распространение имеют колпаковые печи.

На результат отжига влияет степень обжатия листов при холодной прокатке. Деформирование мягкой стали со степенью обжатия 7—15% создает критическую степень наклепа. При отжиге стали, деформированной с такой степенью обжатия, зерно вырастает до очень большого размера (рис. 144). С увеличением

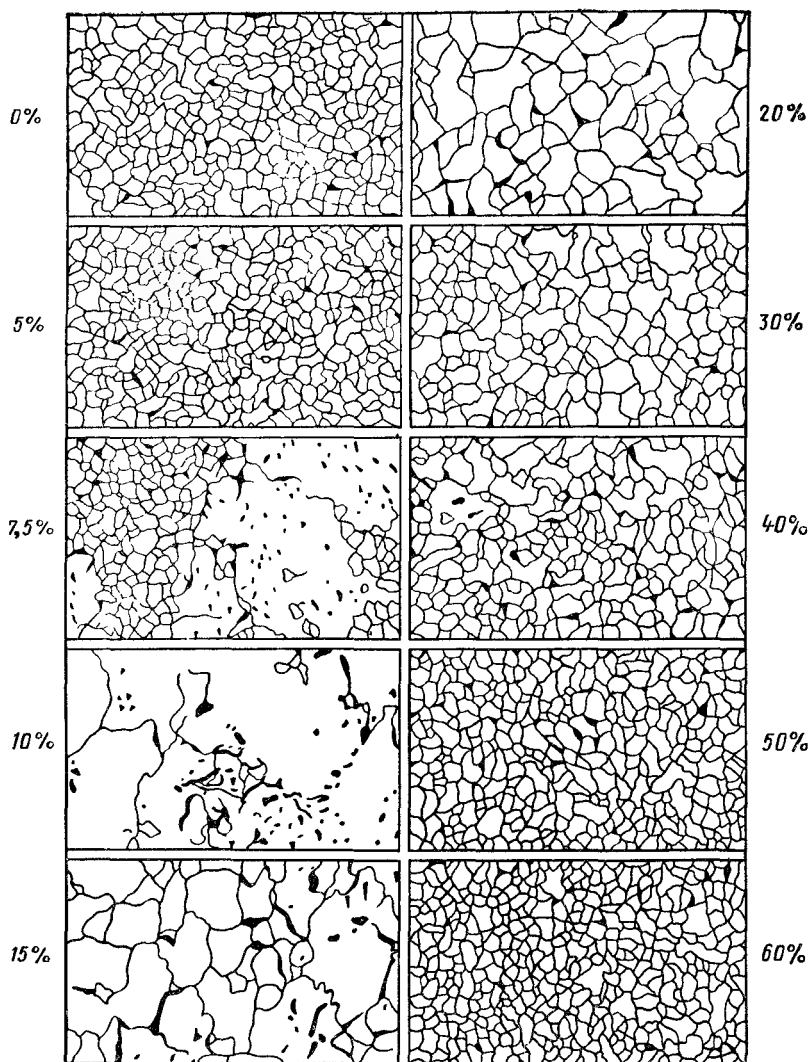


Рис. 144. Схема микроструктуры стали 08кп после отжига (730°C) в зависимости от степени обжатия

степени деформации зерно после отжига получается более мелкое. Наиболее мелкое однородное зерно получается после отжига листов, деформированных на 30—60%. Поэтому холодную прокатку листов производят или при больших (30—60%), или при очень малых (до 5%) обжатиях.

Стальные листы для холодной штамповки в зависимости от максимально возможной степени деформации листа разделяют

на следующие группы: весьма глубокой вытяжки (ВГ), глубокой вытяжки (Г), нормальной вытяжки (Н). Способность листов к штамповке определяется пробой на выдавливание по Эриксену. Так как эту пробу производят вытяжкой с утонением листа (при штамповке деталей без утонения), то она не дает полной характеристики штампуемости стали. Поэтому для определения штампуемости контролируют микроструктуру всех групп сталей и величину зерна для сталей групп ВГ и Г.

Для холодной штамповки используют преимущественно тонколистовую сталь марки 08. В этой стали мало углерода (0,05—0,12%) и мало кремния ($\leq 0,03\%$), которые снижают способность стали к вытяжке.

На штампуемость низкоуглеродистой стали отрицательно влияет старение, которое повышает хрупкость стали и снижает пластичность. Большое влияние на штампуемость оказывают микроструктура и размер зерна стали. Лучше штампуется сталь с мелким зерном феррита, отвечающим баллам 6 и 8. При штамповке стали с крупным зерном получается шероховатая поверхность, так называемая «апельсиновая корка». Слишком мелкое зерно (меньше 8-го балла) нежелательно, так как в этом случае появляется пружинящий эффект, значительно повышающий износ штампов. С увеличением зерна сильнее проявляется склонность к деформационному старению. Неблагоприятно влияет неоднородная микроструктура (смешанные по величине зерна). При штамповке такая сталь деформируется неоднородно, в результате чего возникают разрывы.

На штампуемость влияет и форма перлита. Лучше всего штампуется сталь со структурой зернистого перлита; удовлетворительно штампуется сталь с пластинчатым перлитом и хуже штампуется сталь с сорбитообразным перлитом. Отрицательно влияет на штампуемость структурно свободный (третичный) цементит, почти всегда присутствующий в низкоуглеродистой стали (марки 08). При наличии третичного цементита в виде сплошной сетки или цепочки, разделяющих зерна феррита, при штамповке происходят разрывы. Третичный цементит допускается, если он неразличим при увеличении в 100 раз и не дает сплошной сетки вокруг зерен феррита. Структурно свободный цементит должен быть не крупнее 2-го балла. Твердость листов для хорошей штампуемости в холодном состоянии должна быть не более $HRB\ 50$.

Толстолистовую и широкополосную низкоуглеродистую сталь подвергают термическому упрочнению — закалке от 890—900° С непосредственно после прокатки или с повторного нагрева. Так как аустенит низкоуглеродистой стали малоустойчив, то даже при быстром охлаждении образуется не мартенсит, а структуры перлитного типа (квазиэвтектоид). При этом зерно измельчается с 3—5 до 6—8-го балла. Охлаждение при закалке производят водой в закалочных прессах. Если после закалки ударная вязкость или относительное удлинение отличаются от требуемых,

листы подвергают отпуску при 600—680° С. После термической обработки проверяют микроструктуру листов, проводят механические испытания и технологические пробы.

§ 7. ТРУБЫ

Для изготовления деталей машин и механизмов, изготовления колец подшипников и т. д. широко применяют трубы, изготовляемые из конструкционной углеродистой и легированной сталей различных марок. По способу производства различают два вида труб: бесшовные и сварные. Бесшовные трубы подразделяют на горячекатаные, холоднотянутые и холоднокатаные. В тех случаях, когда после процесса прокатки горячекатаные трубы не соответствуют требованиям ГОСТа, их подвергают термической обработке: нормализации для повышения механических свойств и измельчения структуры или отжигу (отпуску) для снижения твердости. Режимы термической обработки определяются маркой стали и требуемыми свойствами. При изготовлении холоднотянутых и холоднокатаных труб применяют различные виды термической обработки.

Предварительная термическая обработка придает горячекатаным трубным заготовкам структуру и свойства, наиболее желательные для последующей деформации в холодном состоянии. Для заготовок из легированной стали предварительная перед протягиванием термическая обработка заключается или в высоком отпуске, или в отжиге (нормализации) для стали перлитного класса.

Промежуточная термическая обработка снимает наклеп и устраняет внутренние напряжения, возникающие при протягивании. Отжиг с нагревом выше точек A_{c1} и A_{c3} или нормализация обеспечивают достижение обеих целей. Однако при таком отжиге образуется окалина, что ведет к потерям металла, ухудшению качества поверхности труб и значительному обезуглероживанию. Поэтому более целесообразно подвергать трубы высокому отпуску с нагревом до 630—730° С. Высокий отпуск, обеспечивая получение нужных для последующего протягивания пластических свойств и снятие внутренних напряжений, сопровождается значительно меньшим образованием окалины.

Для устранения наклепа трубы промежуточных размеров можно подвергать рекристаллизационному отжигу при 680—700° С. При высоком отпуске и рекристаллизационном отжиге трубы из легированных и высокоуглеродистых сталей рекомендуется охлаждать вместе с печью до 620—650° С.

Окончательная термическая обработка позволяет получить регламентированные механические свойства готовых труб. В зависимости от марки стали она может состоять из следующих операций: высокого отпуска, рекристаллизационного отжига, нормализации, закалки с последующим отпуском или закалки без

отпуска. Температуру этих обработок для разных сталей выбирают в соответствии с их химическим составом и назначением труб.

Для получения высоких механических свойств при изготовлении труб можно применять высокотемпературную термомеханическую обработку, для чего охлаждающее устройство устанавливают в системе прокатного стана. В этом случае технологический процесс изготовления труб состоит из следующих операций: В. Т. М. О., механическая обработка, закалка и низкий отпуск. Например, при В. Т. М. О. труб из стали 36Г2С производится горячая прокатка, через 20—30 с закалка в воде и отпуск при 500—600° С. При изготовлении холоднокатаных труб можно применять предварительную термомеханическую обработку, включая ее в общий поток производства труб по схеме: холодная прокатка, быстрый нагрев до температур закалки (например, нагрев с помощью т. в. ч.), охлаждение и отпуск.

После термической обработки контролируют макро- и микроструктуры, величину зерна, неметаллические включения, определяют механические свойства каждой партии труб.

§ 8. СВАРНЫЕ КОНСТРУКЦИИ

В машиностроении широко применяют сварнолитые и сварнокованные конструкции. Сварнолитые конструкции, состоящие из нескольких отливок, свариваемых между собой или с заготовками из проката и поковок, особенно целесообразно применять в тех случаях, когда невозможно отлить детали целиком, в частности, из-за недостаточной мощности металлургических печей или грузоподъемности кранов литейного цеха.

Применение сварнокованных конструкций упрощает технологический процесс горячей обработки. Сварную конструкцию получают путем сварки отдельных частей из одной или разных сталей.

В обоих случаях следует обращать особое внимание на термическую обработку сварных конструкций, четко назначать режим термической обработки. Для этого необходимо знать, какие структурные участки образуются в зоне сварки и чем характеризуется каждый участок. Схема строения сварного шва, когда свариваемые части конструкции изготовлены из низкоуглеродистой стали, приведены на рис. 145. В наплавленном металле наблюдаются сильно развитые столбчатые кристаллы, имеет место ликвация, содержатся газы и неметаллические включения. Участок неполного расплавления (очень небольшого размера) сливается с границей шва и имеет ярко выраженную крупнозернистую, видманштеттову структуру. На участке перегрева крупнозернистая структура видманштеттового сложения более мелкая по мере удаления от наплавленного металла; на участке нормализации — мелкозернистая структура феррита и перлита; на участке непол-

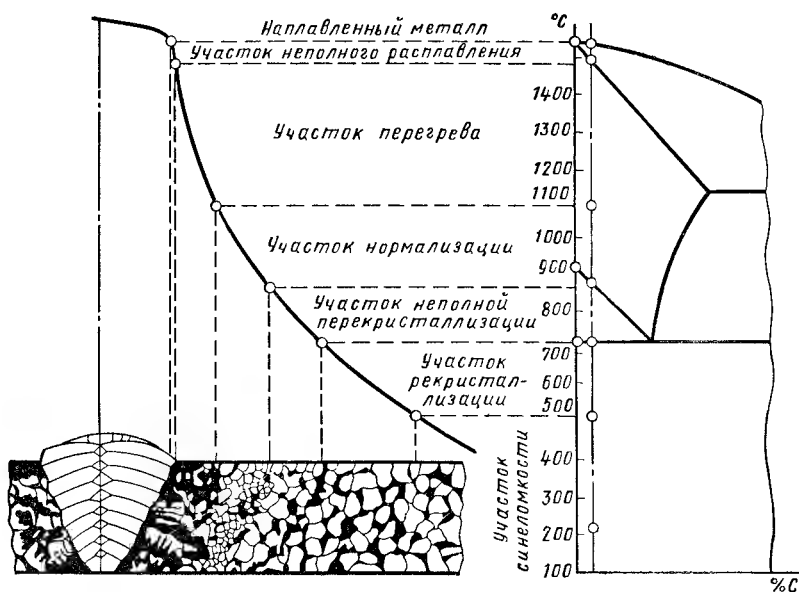


Рис. 145. Схема строения сварного шва

ной перекристаллизации имеются зерна феррита, не прошедшие перекристаллизацию, между которыми расположены более мелкие перекристаллизованные зерна феррита и перлита, а на участке рекристаллизации — мелкие зерна феррита и перлита.

В связи с неоднородностью структуры неоднородны также и механические свойства различных участков. Участок перегрева обладает пониженными механическими свойствами, а участок нормализации, наоборот, имеет высокие механические свойства, иногда даже превышающие свойства основного металла. Металл на участке синеломкости, структура которого хотя и не отличается от структуры основного металла, обладает пониженной ударной вязкостью.

Структуры зоны термического влияния легированных сталей, закаливающихся при быстром охлаждении после сварки, отличаются от структур, образующихся в низкоуглеродистой стали. Вместо участков перегрева и нормализации образуется участок полной закалки со структурой мартенсита, а вместо участка неполной перекристаллизации — участок неполной закалки со структурой мартенсита и феррита.

Для изготовления сварных конструкций применяют многие марки углеродистых и легированных сталей. Из углеродистых сталей обыкновенного качества используют стали Ст2, Ст3, Ст4 из низколегированных конструкционных сталей 10ХСНД, 15ХСНД, 18Г2С, 25Г2С, 15ГФ, 16ГС, 14ХГС, а также углеродистые котельные стали 15К, 20К и 25К. Сталь, предназначенная для сварных

конструкций, должна дополнительно раскисляться алюминием, титаном и т. п.; при толщине проката более 25 мм должна постав-ляться в термически обработанном состоянии (отожженная или нормализованная). Стали 10ХСНД, 15ХСНД предназначены для наиболее ответственных сварных конструкций; стали 18Г2С, 25Г2С — для арматурных стержней периодического профиля в железобетонных конструкциях; стали 16ГС, 14ХГС — для менее ответственных сварных конструкций. Хорошо свариваются стали хромомарганцекремнистые (хромансиль 30ХГС), хромо-молибденовые (15ХМ), хромоникелевые (30ХН3А), применяемые для изготовления ответственных сварных конструкций.

Устранение внутренних напряжений, возникающих при сварке, и изменение структуры и свойств наплавленного и основного металлов в зоне термического влияния достигается последующей после сварки термической обработкой. Внутренние напряжения снимают общим или местным высокотемпературным отпуском при 600—650° С. Общий отпуск сварных конструкций производят в печи. Нагрев при местном отпуске (например, трубопроводов) осуществляется переносными термическими печами, специаль-ными высокочастотными индукторами. Местный отпуск не устраи-вает полностью напряжений, вызываемых сваркой.

Новым методом термической обработки сварных соединений является локальный импульсный отпуск, при котором сокра-щается длительность процесса, снижается твердость, понижается температура хладноломкости и получается однородная структура, не отличающаяся от структуры основного металла. При таком методе зона термического влияния сварного соединения поме-щается в зазоре между медными зажимами сварочной машины, охлаждаемыми водой. На зажимы подается импульс сварочного тока для нагрева зоны термического влияния до температуры $Ac_3 + (30—40^\circ \text{С})$. Далее подаются импульсы тока с таким расче-том, чтобы обеспечивалось медленное равномерное охлаждение зоны термического влияния со скоростью ниже критической при переходе точки Ar_3 . При температуре на 30—40° С ниже точки Ar_3 прекращают подачу тока; общая длительность составляет 10—11 с. В большинстве случаев в сварных конструкциях из низко-углеродистых сталей внутренние напряжения снимать не тре-буется, так как они существенно не влияют на прочность кон-струкций. Повышение прочности при переменных нагрузках сварных конструкций из низкоуглеродистых сталей достигается обкаткой роликами или обдувкой дробью. После такой обработки в поверхностных слоях металла в результате пластической де-формации возникают наклеп и напряжения сжатия. Высокий отпуск при 600—650° С не повышает предела выносливости, а иногда даже понижает его.

Сварка конструкций из легированных сталей сопровождается структурными изменениями в зоне термического влияния (обра-зование мартенсита), в результате которых резко снижается пла-

стичность, возникают значительные напряжения, в связи с чем как в сварном шве, так и в основном металле могут появиться трещины. Поэтому при сварке конструкций из легированных сталей применяют предварительную термическую обработку, термическую обработку в процессе сварки и последующую после сварки (окончательную) термическую обработку.

Предварительная термическая обработка заключается в отжиге (полном, изотермическом или низкотемпературном — смягчающем) и применяется в том случае, если сварке подвергают неоднородный металл, имеющий внутренние напряжения. Сопутствующая сварке термическая обработка заключается в подогреве, осуществляемом до сварки, во время сварки и после сварки (выравнивающий нагрев) с последующим замедленным охлаждением. Последующая после сварки (окончательная) термическая обработка проводится для улучшения структуры сварного шва и зоны термического влияния и получения необходимых механических свойств. Наиболее полно это достигается закалкой с отпуском по обычному для данной стали режиму. Например, после термической обработки сварного соединения из стали 30ХГСА по режиму: закалка в масле от 880° С, отпуск при 550° С, механические свойства шва и околошовной зоны получаются такие же, как свойства основного металла. Микроструктура шва и основного металла одинакова — троостосорбит. Если детали перед сваркой были термически обработаны (закалены и отпущены), то после сварки целесообразно производить их отпуск при температуре отпуска предварительной термической обработки.

Для снижения твердости и возможности обработки сварного шва на металлорежущих станках производят высокотемпературный отпуск при 550—650° С.

Г л а в а Х I

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ МАШИН

§ 1. КОЛЕНЧАТЫЕ ВАЛЫ

Коленчатые валы работают в условиях высоких нагрузок, а шейки вала подвергаются интенсивному износу. Термическая обработка коленчатых валов преследует две цели: повысить их прочность и износостойкость. Изготавливают коленчатые валы из стали и из высокопрочного чугуна. Коленчатые валы автомобильных и тракторных двигателей, компрессоров изготавливают из сталей 45, 50Г, 30ХГ2, 47ГТ, 40ХН и др. (горячей штамповкой). Благодаря штамповке получается хорошая макроструктура — волокна металла не перерезаются, а соответствуют конфигурации вала (рис. 146).

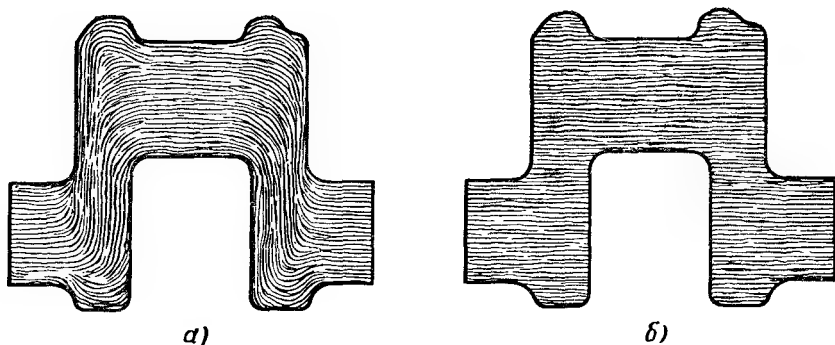


Рис. 146. Схема макроструктуры коленчатого вала:
 а — штампованного; б — вырезанного из заготовки

После штамповки валы подвергают нормализации — нагреву до температуры выше точки A_{c3} на $40\text{--}50^\circ\text{C}$ и последующему равномерному охлаждению на воздухе. Применяют также нормализацию штампованных заготовок коленчатых валов с использованием тепла после горячей штамповки. Например, штампованные заготовки валов из стали 45 подвергают нормализации в специальной щелевой нормализационной печи с подвесным конвейером. Перед поступлением в рабочую камеру печи, нагретую до 850°C , штампованные заготовки валов проходят через специальный коридор, где охлаждаются с $1050\text{--}1100^\circ\text{C}$ до $600\text{--}650^\circ\text{C}$. После нормализации штампованные заготовки проходят через камеру предварительного охлаждения и выдаются на воздух.

Нагрев штампованных заготовок в подвешенном состоянии при нормализации в печи с подвесным конвейером имеет преимущество перед их нагревом в горизонтальном положении в толкательных печах, так как исключается неравномерный нагрев излучением пода печи и штампованные заготовки не деформируются от провисания под собственным весом.

После нормализации штампованные заготовки для обработки поступают на металлорежущие станки, а затем шатунные и коренные шейки валов подвергают поверхностной закалке при индукционном нагреве, для чего применяют автоматизированные установки, на которых производят последовательный нагрев и охлаждение каждой шейки. Время нагрева и охлаждения шеек регулирует реле времени. За счет сокращения длительности охлаждения проводится самоотпуск шеек (температура самоотпуска $240\text{--}250^\circ\text{C}$). Для закалки коленчатых валов в поточной линии устанавливают специальные станки. Получают закаленный слой толщиной $3\text{--}5\text{ мм}$, а твердость поверхности шеек $HRC\ 56\text{--}62$, микроструктура слоя — мелкоигльчатый мартенсит. Если закаленный слой не доходит до переходной поверхности (рис. 147, а), то вредные напряжения растяжения, выходящие

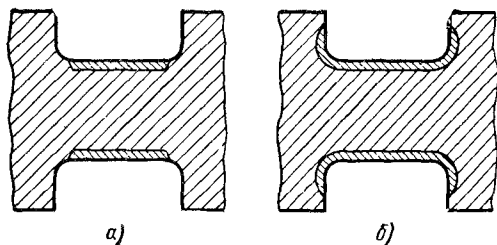


Рис. 147 Расположение закаленного слоя на шейке вала

на поверхность в месте обрыва закаленного слоя, располагаются вблизи переходной поверхности. При закалке шеек вместе с переходными поверхностями (рис. 147, б), которые, являясь местом наибольшей концентрации напряжений, оказываются под действием сжимающих напряжений, предел выносливости вала значительно повышается.

Литые коленчатые валы из высокопрочного магниевого чугуна по сравнению со стальными штампованными валами имеют преимущества, а поэтому находят широкое применение в двигателях, например автомобилей, тепловозов и т. п. Наиболее благоприятной структурой высокопрочного чугуна является структура зернистого перлита с шаровидным графитом. Структура зернистого перлита может быть получена только при определенном химическом составе и термической обработке высокопрочного чугуна.

Рекомендуется следующий химический состав высокопрочного магниевого чугуна для коленчатых валов автомобильных двигателей: 3,4—3,6% С; 2—2,2% Si; 1,15—1,3% Mn; 0,15—0,25% Cr; 0,03—0,06% Mg; менее 0,005% S; менее 0,12% P. Повышенное содержание марганца в чугуне необходимо для повышения стойкости эвтектоидного цементита, чтобы при термической обработке происходила сфероидизация, а не графитизация эвтектоидного цементита.

Термическая обработка коленчатых валов проводится по следующему режиму: нормализация — нагрев до 950—960° С, выдержка 8 ч, охлаждение со скоростью 30—60° С/мин до 600° С; отпуск — нагрев до 725—740° С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе. Получаемая структура — зернистый перлит и шаровидный графит, твердость *НВ* 207—241.

Термическую обработку коленчатых валов целесообразно проводить в печах с защитной атмосферой, и для уменьшения коробления нагревать коленчатые валы на специальных поддонах.

§ 2. ЗУБЧАТЫЕ КОЛЕСА

Зубчатые колеса из цементуемых сталей. Зубчатые колеса широко применяют в машинах, механизмах и приборах различных отраслей машиностроения. Наилучшая макроструктура зубчатых колес получается при штамповке, когда расположение волокон соответствует конфигурации колеса, так как в этом случае прочность на изгиб повышается.

При выборе стали для изготовления зубчатых колес необходимо учитывать ее стоимость, обрабатываемость, прокаливаемость и деформацию колеса при термической обработке. Так как основным элементом зубчатого колеса является зуб, применяемые стали и методы упрочнения должны обеспечивать высокую контактную и усталостную прочность, прочность при изгибе, ударе и износостойкость зуба.

Цементуемые зубчатые колеса изготавливают из сталей 20Х, 12ХН3А, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 25ХГМ, 20ХН2М, 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ, 20ХГР, 18Х2Н4ВА и др.

Для подготовки структуры к обработке колес на металлорежущих станках и для улучшения механических свойств готовых зубчатых колес штампованные заготовки перед обработкой на металлорежущих станках подвергают термической обработке — отжигу (полному, изотермическому) или нормализации, или нормализации с высоким отпускком.

Наилучшей для резания (получение наименее шероховатой поверхности металла) является структура после изотермического отжига по режиму: нагрев до температуры в точке $A_{c3} + 50^\circ \text{C}$, выдержка, кратковременное переохлаждение до $480\text{—}500^\circ \text{C}$ и изотермическая выдержка при $580\text{—}600^\circ \text{C}$.

Для штампованных заготовок из цементуемых хромомарганцовистых и хромоникелевых сталей применяют также ускоренное охлаждение штампованных заготовок от температуры концаковки до $500\text{—}600^\circ \text{C}$ с последующим использованием остаточного тепла.

Зубчатые колеса из хромомарганцетитановых сталей (18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ) подвергают газовой цементации (при температуре $920\text{—}950^\circ \text{C}$) с непосредственной закалкой из цементационной печи после предварительного подстуживания до $840\text{—}860^\circ \text{C}$. После закалки зубчатые колеса подвергают отпуску при $180\text{—}200^\circ \text{C}$. На поверхности достигается твердость $HRC\ 56\text{—}62$, а в сердцевине $HRC\ 30\text{—}45$ (нижний предел для стали 18ХГТ, верхний — для стали 30ХГТ). Микроструктура цементованного слоя — мелкоигольчатый мартенсит с мелкими включениями карбидов и небольшим количеством остаточного аустенита; сердцевины — сорбит (для стали 18ХГТ) и троостосорбит (для стали 30ХГТ).

Для газовой цементации зубчатых колес применяют муфельные и безмуфельные печи. Обычно обработку проводят на поточных линиях, в которые входят толкательная печь для газовой цементации, механизированный закалочный бак, промывочная машина, печь для отпуска, камера для охлаждения колес после отпуска. Температура в печи для газовой цементации по длине рабочей камеры поддерживается равной температуре цементации, а у разгрузочного конца температура понижается до температуры подстуживания.

Для получения зубчатых колес с твердостью поверхности зубьев $HRC \geq 60$ и уменьшения биения зубьев по начальной окружности

применяют процесс нитроцементации в безмуфельном агрегате. Зубчатые колеса, например из стали 25ХГМ, подвергают нитроцементации при 870° С, подстуживают до 840° С, охлаждают в горячем масле с температурой 160—180° С и отпускают при 160—180° С; получаемая твердость поверхности зуба *HRC* 60—65, сердцевины *HRC* 35—45.

Зубчатые колеса из хромоникелевых сталей 12Х2Н4А, 20Х2Н4А и других непосредственной закалке не подвергают — получается большое количество остаточного аустенита, что снижает твердость поверхности зуба. Поэтому зубчатые колеса из этих сталей после цементации охлаждают на воздухе, подвергают высокому отпуску при 600—650° С (для подготовки структуры цементованного слоя под закалку; во время отпуска происходит распад остаточного аустенита и мартенсита и выделяются карбиды), закаливают в масле от 800—820° С и подвергают низкому отпуску при 180—200° С. Для уменьшения деформации зубчатые колеса после высокого отпуска до закалки иногда подвергают шевингованию.

Для уменьшения деформации зубчатых колес применяют следующие способы: 1) ступенчатую закалку; нагретые зубчатые колеса охлаждают в ванне с маслом или расплавленной солью с температурой 150—180° С и после выдержки в ванне до выравнивания температуры по сечению зубчатого колеса до температуры ванны охлаждают на воздухе до температуры 20° С; 2) закалку на специальных фиксирующих оправках, которые устанавливают в отверстия зубчатого колеса; 3) ступенчатую закалку в сочетании с фиксирующими оправками; зубчатое колесо помещают на оправку после выдержки его в горячей среде и затем охлаждают до температуры 20° С вместе с оправкой; 4) закалку в автоматизированных прессах; нагретое зубчатое колесо устанавливают на нижний штамп; зажимают верхним штампом и в таком виде погружают в закалочный бак с маслом.

Зубчатые колеса из улучшаемых сталей. Зубчатые колеса изготавливают из улучшаемых сталей, например 45, 40Х, 40ХН и др., а также из стали 55ПП пониженной прокаливаемости. В зависимости от условий работы зубчатые колеса подвергают различной термической обработке: нормализации, улучшению, закалке и низкому отпуску, цианированию (нитроцементации) с последующей закалкой и отпуском.

Зубчатые колеса, работающие при низких скоростях и малых давлениях, изготавливают из стали 45 и подвергают нормализации при 850—870° С (твердость *НВ* 170—217) или улучшению — закалке в воде от 820—840° С и отпуску при 520—550° С (*НВ* 220—250). Зубчатые колеса, работающие при значительных изгибающих нагрузках и небольших скоростях, изготавливают из легированных среднеуглеродистых сталей и подвергают улучшению — закалке в масле и отпуску при 600—650° С (*НВ* 230—260). Зубчатые колеса, работающие при средних скоростях, средних дав-

лениях и небольших ударных нагрузках, изготавливают из легированных среднеуглеродистых сталей. Режимы термической обработки зубчатых колес из этих сталей следующие: а) закалка в масле и отпуск при $180\text{--}200^\circ\text{C}$ ($HRC\ 50\text{--}55$); б) цианирование (нитроцементация) при $830\text{--}850^\circ\text{C}$, закалка в масле и отпуск при $180\text{--}200^\circ\text{C}$ ($HRC\ 55\text{--}60$); толщина слоя должна быть в пределах $0,2\text{--}0,3\text{ мм}$, для чего необходима выдержка $30\text{--}50\text{ мин}$ при цианировании и $1\text{--}2\text{ ч}$ при нитроцементации.

Большое распространение в заводской практике получила поверхностная закалка зубчатых колес при индукционном нагреве. Закалка в этом случае проводится двумя методами: 1) со сквозным нагревом зубьев; 2) с нагревом только контактных поверхностей зуба (закалка «по зубу») или с одновременным нагревом контактных поверхностей и впадины (закалка «по впадине»).

При закалке со сквозным нагревом зубьев зубчатых колес из сталей, например 45, 40X, в индукторе нагреваются (до $850\text{--}870^\circ\text{C}$), а затем охлаждаются (водяным душем или погружением зубчатого колеса в масло) сразу все зубья зубчатого колеса. Зубья прокаливаются насквозь. На некоторую глубину (до 5 мм) закаливается также и обод зубчатого колеса. После закалки осуществляют низкий отпуск; твердость поверхности зуба $HRC\ 58\text{--}60$, а сердцевины — $HRC\ 45\text{--}55$. Этот метод применяют при закалке зубчатых колес, слабо нагруженных и малого модуля (до 4 мм), так как весь зуб имеет высокую твердость и возможны его поломки в процессе эксплуатации. Зубчатые колеса с модулем более 4 мм закаливать этим способом нецелесообразно.

Методом закалки со сквозным нагревом зубьев можно упрочнять и тяжелонагруженные зубчатые колеса (среднего модуля $4\text{--}10\text{ мм}$), изготовленные из стали пониженной прокаливаемости. В этом случае применяют объемно-поверхностную закалку (при глубинном индукционном нагреве) — способ, разработанный проф. К. З. Шепеляковским и применяемый на многих заводах.

При поверхностной закалке с глубинным нагревом необходимым является применение интенсивного охлаждения быстродвижу-

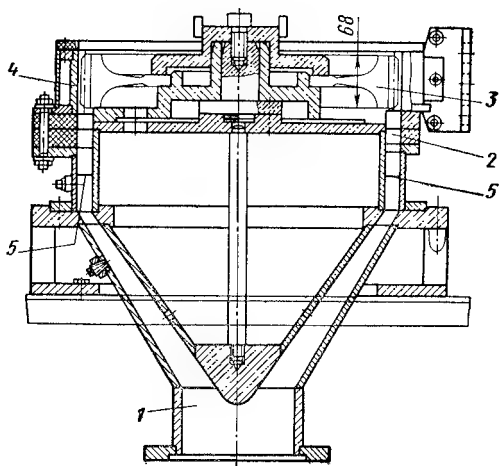


Рис. 148. Закалочное устройство с подачей охлаждающей воды параллельно закаливаемой поверхности в зазор между индуктором и зубчатым колесом (охлаждение потоком воды)

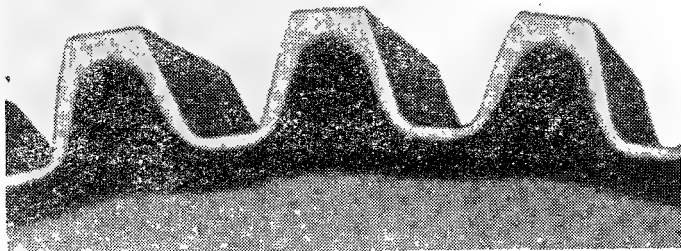


Рис. 149. Макроструктура зубчатого колеса из стали пониженной прокаливаемости, закаленного при глубинном нагреве

шейся водой (потоком воды или душем). Для выполнения такого охлаждения применяют специальные закалочные устройства, одно из которых показано на рис. 148. Устройство предназначено для закалки цилиндрического зубчатого колеса с модулем 6 мм и наружным диаметром 300 мм. Вода подается по трубопроводу 1 диаметром 150 мм; проходит по кольцевому пазу 2, который направляет ее в зазор между обрабатываемым зубчатым колесом 3 и индуктором 4. До включения закалочная вода находится на уровне 5. Такая система охлаждения дает хорошие результаты при закалке зубчатых колес модулем 6—10 мм.

Режим закалки зубчатых колес с модулем 6 мм следующий: частота тока 2650 Гц, общее время нагрева 90 с, температура нагрева 850° С, длительность охлаждения (закалка с самоотпуском при 200—210° С, что эквивалентно отпуску в печи при 150—160° С) 6,5 с, расход охлаждающей воды 100 л/с, производительность 30 деталей в час.

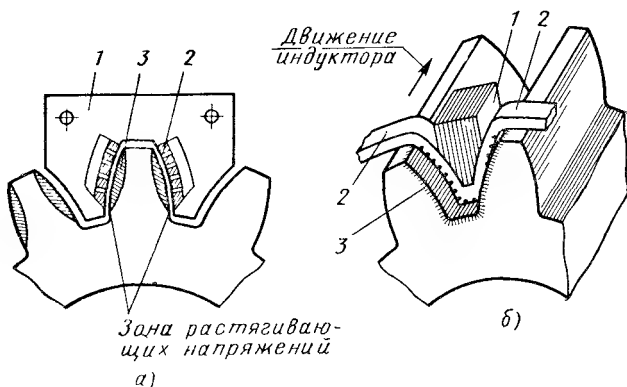


Рис. 150. Схемы закалки зубчатых колес:

а — «по зубу»; б — «по впадине»; 1 — магнитопровод; 2 — индуктирующий провод; 3 — нагретый слой

В результате такой закалки получается слой высокой твердости ($HRC\ 59-61$) толщиной (у корня зуба) 1,9 мм, расположенный по контуру зубьев и впадин (рис. 149), обеспечивающий большую износостойкость, контактную и усталостную прочность зубьев. Сердцевина зуба имеет твердость $HRC\ 30-35$, что обеспечивает его высокую прочность.

Зубчатые колеса из стали пониженной прокаливаемости, упрочненные объемно-поверхностной закалкой (при глубинном индукционном нагреве), по статической, динамической и усталостной прочности зубьев превосходят такие же зубчатые колеса из хромомарганцетитановых, хромоникелевых и других сталей, подвергнутые цементации и закалке.

Крупногабаритные зубчатые колеса закалывают методом «по зубу» (рис. 150, а) или «по впадине» (рис. 150, б). Недостаток метода закалки — «по зубу» — снижение усталостной прочности зуба. Причина этого недостатка — концентрация напряжений на границе закаленного слоя и поверхности зуба. При закалке по впадине наиболее нагруженное место зубчатого колеса закаливается, выход растягивающих напряжений на поверхность вершины зуба не опасен, так как это место зуба не испытывает каких-либо нагрузок. Для поверхностной закалки зубчатых колес применяют различные индукторы, позволяющие проводить закалку методом «по зубу» или «по впадине» одновременным или непрерывно-последовательным способом.

Поверхностная закалка зубчатых колес осуществляется на

Рис. 151. Установка для высокочастотной закалки крупногабаритных зубчатых колес

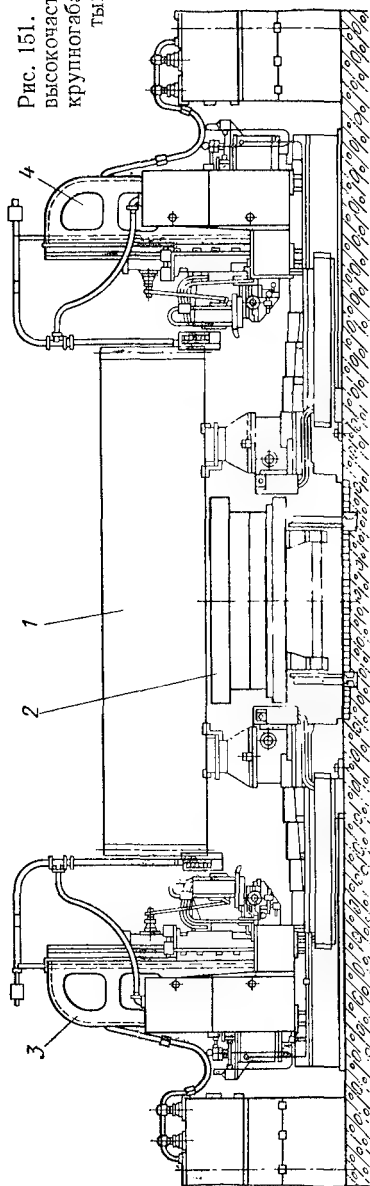


Рис. 152. Схема заковки зубчатого колеса «по впадине» при одно-временном нагреве

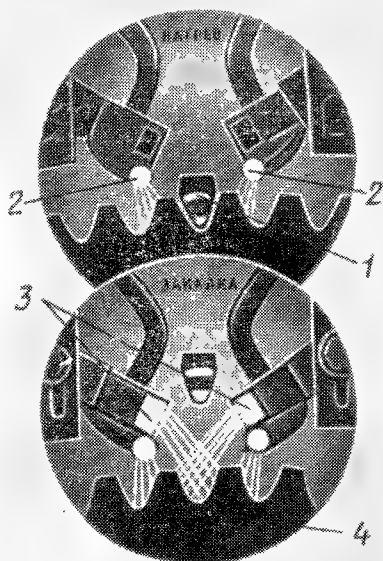


Рис. 153. Схема заковки зубчатого колеса «по впадине через зуб»



специальных станках и установках. На рис. 151 показана установка для высокочастотной заковки крупногабаритных зубчатых колес с модулем 10—50 мм, диаметром начальной окружности 2000—5000 мм, числом зубьев 40—500, шириной венца до 1000 мм, массой до 15 000 кг. Установка состоит из двух закалочных станков и механизированной тележки. Зубчатое колесо 1 устанавли-

вают на механизированную тележку 2 в механическом цехе и транспортируют на закалочный участок. Заковку проводят с противоположных сторон, одновременно двумя закалочными станками 3 и 4. По окончании заковки всех зубьев закаленное зубчатое колесо вывозят на той же тележке. Применяя различные индукторы, можно проводить заковку по впадине одновременным способом (зубчатых колес с модулем 10—16 мм при длине зуба не свыше 200 мм) и непрерывно-последовательным способом (зубчатых колес с модулем 16 мм и выше).

При заковке «по впадине» одновременным способом индуктор 1 (рис. 152) вводят между зубьев с зазором между индуктором и нагреваемой поверхностью 2—2,5 мм. При этом нагреваются впадина и обе соседние поверхности по всей длине зуба. Спрейеры 2 подсуживания непрерывно охлаждают наружные поверхности нагреваемых зубьев во избежание отпуска ранее закаленных поверхностей. По окончании нагрева, продолжающегося несколько секунд, индуктор 1 выводят из впадины, и после паузы (для выравнивания температуры) из закалочных спрейеров 3 нагретая поверхность охлаждается водой в течение времени, обеспечивающего заковку с самоотпуском. По окончании заковки зубчатое колесо 4 поворачивают на один зуб, индуктор вводят в очередную впадину между зубьями и процесс повторяют.

Иногда при закалке крупномодульных зубчатых колес на некоторых зубьях на стороне, противоположной предшествующей закалке, из-за возникновения тепловых и структурных напряжений появляются трещины. Чтобы избежать появления трещин, целесообразно применять способ закалки «по впадине через зуб», заключающийся в следующем. Сначала проводят первую индукционную закалку «по впадине через зуб» (рис. 153). После первой закалки зубчатое колесо подвергают отпуску при 180—200° С. После отпуска закаливают необработанные стороны зубьев, а затем вновь проводят низкий отпуск. При таком способе трещины на поверхности зубьев не возникают.

§ 3. ПОЛУОСИ

Полуоси являются тяжело нагруженными деталями, к которым предъявляются требования высокой статической и усталостной прочности, а также достаточно высокой твердости и износостойкости. Полуоси изготавливают ковкой-штамповкой, в результате чего направление волокон весьма точно повторяет внешние очертания детали, придавая ей наибольшую прочность. Поковки полуосей, изготовленных из легированных сталей (например, из стали 40ХГТР), подвергают нормализации (880° С) с последующим отпуском при 680—700° С. После обработки на металлорежущих станках полуоси подвергают объемной термической обработке по режиму: нагрев 860—880° С, закалка в масле, отпуск при 220° С с получением твердости *HRC* 50—52 или отпуск при 450—500° С с охлаждением в горячей (50° С) воде в связи с отпускной хрупкостью) с получением твердости *HRC* 42—45. Полуоси из среднеуглеродистых сталей и подвергают поверхностной индукционной закалке с низким отпуском.

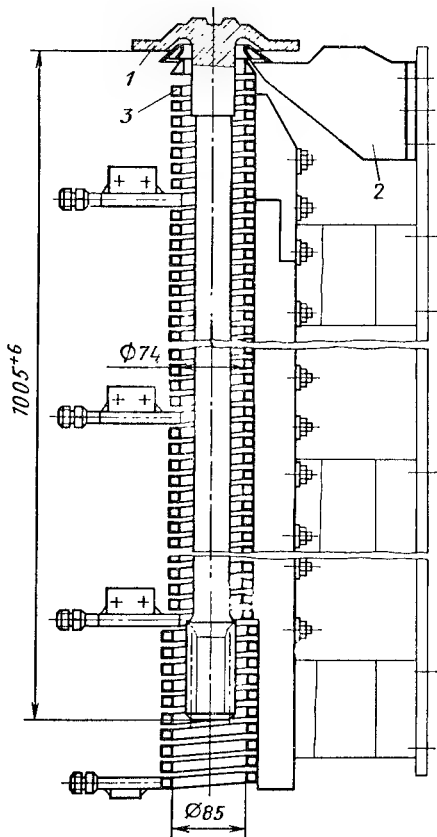


Рис. 154. Индуктор для нагрева под закалку полуоси автомобилей

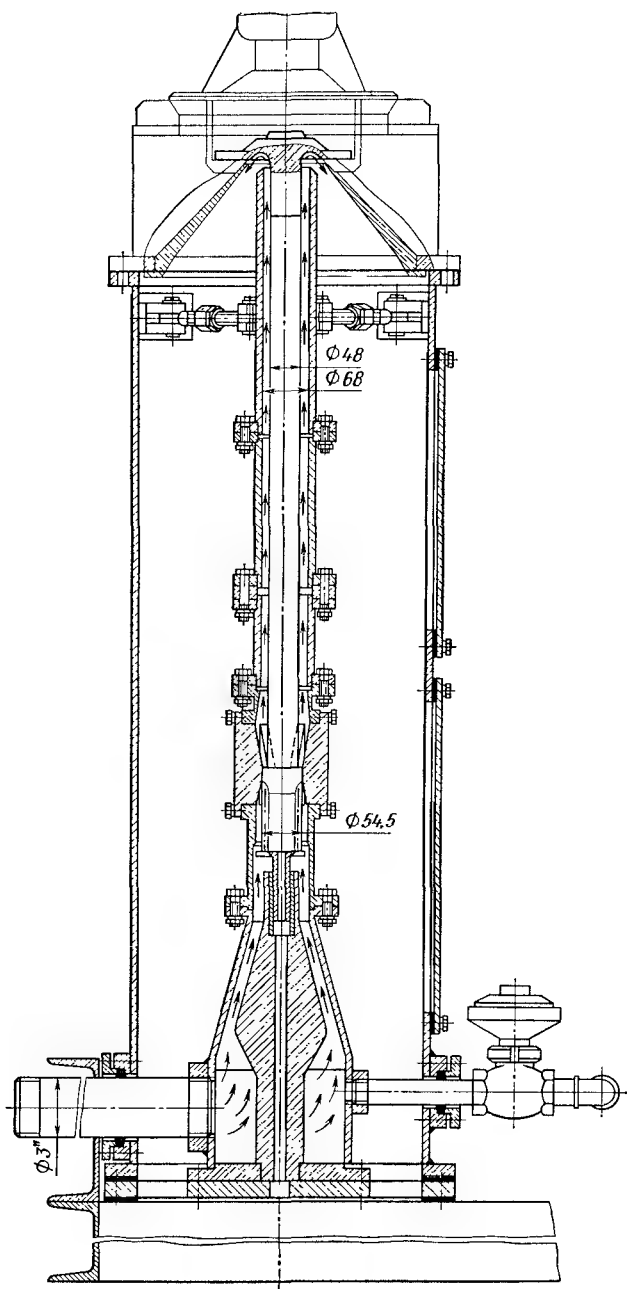


Рис. 155. Охлаждающее устройство станка-автомата для поверхностной закалки при глубинном нагреве полуосей автомобилей

Наиболее прогрессивной является технология поверхностной закалки при глубинном нагреве полуосей из стали регламентированной прокаливаемости марки 47ГТ (0,44—0,50% С; 0,9—1,2% Мн; $\leq 0,17\%$ Si, 0,06—0,12% Ti). Для поверхностной закалки при глубинном нагреве полуосей применяют специальный станок-автомат. Нагрев полуоси 1 (рис. 154) осуществляется в индукторе, состоящем из одновитковой секции 2 для нагрева переходной поверхности фланца и многовитковой секции 3 для нагрева стержня (зазор 13 мм) и шлицевого конца (зазор 15 мм). Температура нагрева 890° С, общая выдержка 78 с.

После окончания нагрева полуось переносят в специальное устройство (рис. 155), в котором осуществляется охлаждение полуоси потоком быстродвижущейся воды (со скоростью не менее 10 м/с). Подвижной грибок, прижимаемый потоком воды к торцу полуоси, предохраняет его от резкого охлаждения и возможного образования трещин. Охлаждение проводится дозированное (32 с) с учетом низкого самоотпуска (170—190° С). Производительность станка-автомата — 40 полуосей в час. После закалки полуоси подвергают низкому отпуску в печи при 250° С в течение 1,5 ч, который можно осуществлять благодаря самоотпуску через несколько часов после закалки.

Полуоси, изготовленные из стали 47ГТ и закаленные при глубинном индукционном нагреве, при равных значениях статической прочности обладают значительно более высоким пределом выносливости по сравнению с полуосями, изготовленными из более дорогой легированной стали и подвергнутыми объемной термической обработке. Повышение механических свойств полуосей из стали 47ГТ после объемно-поверхностного упрочнения обеспечивается наличием высоких сжимающих напряжений в поверхностных слоях и мелким устойчивым при нагреве до 1000—1050° С зерном аустенита (11—12-го балла), гарантирующим при закалке получение мелкокристаллического мартенсита с высокими свойствами.

§ 4. КЛАПАНЫ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

Клапаны имеют грибовидную форму. Обычно их штампуют, в результате чего волокна располагаются соответственно конфигурации клапана. По условиям работы на двигателе клапаны разделяют на выпускные и впускные.

Условия работы головки и стержня выпускного клапана различны. Головка клапана в процессе работы сильно нагревается (до 600° С и выше), стержень изнашивается, а конец стержня изнашивается и сминается. Поэтому материал выпускного клапана должен сохранять свои механические свойства при высоких температурах (обладать жаропрочностью), не подвергаться местной закалке при остывании, не давать остаточных деформаций,

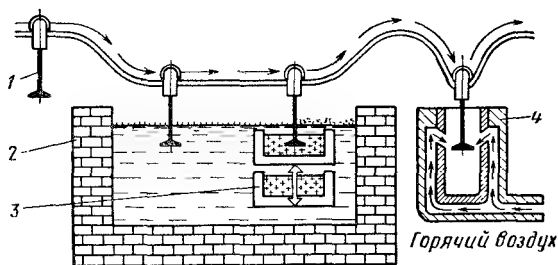


Рис. 156. Схема установки для алитирования клапанов

не подвергаться коррозии при высоких температурах, обладать высоким сопротивлением износу и смятию. Указанным требованиям удовлетворяют окалиностойкие и жаропрочные стали 40X9C2 и 40X10C2M, из которых в основном и изготавливают выпускные клапаны.

Эти стали имеют высокие критические точки: для стали 40X9C2, температура в точке A_{c1} 900°C , а в точке A_{c3} 970°C ; для стали 40X10C2M температура в точке A_{c1} 900°C , а в точке A_{c3} 950°C . После штамповки клапаны подвергают отжигу при $850\text{—}900^{\circ}\text{C}$ (HV 197—241). Закалку клапанов проводят двойную — всего клапана и затем конца стержня. Первая закалка (всего клапана) от $1050\text{—}1100^{\circ}\text{C}$ с охлаждением в масле, затем отпуск при $800\text{—}850^{\circ}\text{C}$ с охлаждением в воде (для предотвращения отпускной хрупкости), HRC 30—36. Вторая закалка (конца стержня клапана на длине 4—7 мм) от $1050\text{—}1100^{\circ}\text{C}$ с охлаждением в масле, затем отпуск при $720\text{—}750^{\circ}\text{C}$, $HRC \geq 40$. Нагрев конца стержня клапана для закалки проводится с помощью т. в. ч. или в установке для концевой нагрева в электролите.

Для повышения жаростойкости головку клапана целесообразно подвергать алитированию. На рис. 156 показана схема установки для алитирования клапанов методом погружения в расплавленный алюминий. Клапаны 1, предварительно обезжиренные паром, конвейером подаются к ванне 2 и погружаются головками в расплавленный флюс (40% NaCl , 40% KCl , 10% криолита $\text{AlF}_3 \cdot 3\text{NaFe}$, 10% фтористого алюминия AlF_3), где выдерживаются 3 мин. В этой же ванне находится тигель 3 с расплавленным алюминием, который автоматически поднимается в тот момент, когда над ним проходит клапан и головка клапана погружается в расплавленный алюминий (температура $720\text{—}735^{\circ}\text{C}$) и выдерживается 5 с. Затем тигель 3 опускается, и клапан перемещается в камеру 4, где излишек алюминия сдувается горячим воздухом. В результате алитирования на поверхности головки клапана образуется слой общей толщиной 0,04—0,05 мм, состоящий из слоя чистого алюминия и диффузионного слоя химического соединения Fe_2Al_5 . В связи с тем, что условия работы головки и стержня клапана различны, а стержень в процессе работы не нагревается, для экономии жаропрочной стали клапаны иногда изготавливают сварными: головка из жаропрочной стали, а стержень

жень из менее легированной стали (обычно из стали, применяемой для впускных клапанов).

Впускные клапаны изготавливают в основном из сталей 40X и 40XH. Клапаны из стали 40X закаливают в масле от 850—870° С и отпускают при 600—630° С (*HRC* 30—36). Затем закаливают конец стержня клапана от 820° С с охлаждением в масле (*HRC* 40—45).

Термическую обработку впускных клапанов можно проводить с использованием тепла после штамповки. При таком способе осуществляют: 1) непосредственную закалку в масле после штамповки с предварительным подстуживанием до 800—850° С или без подстуживания и отпуск при 600—630° С; 2) изотермическую закалку по режиму: штамповка поковок, перенос их в изотермическую среду (щелочь или селитру) с температурой 390—500° С, выдержка 15 мин, охлаждение в воде, промывка в растворе хром-пика и окончательная промывка в проточной воде. Наиболее целесообразным является первый вариант как более простой.

§ 5. ПРУЖИНЫ И РЕССОРЫ¹

Общие сведения. Пружины и рессоры испытывают в работе многократные знакопеременные нагрузки и после снятия нагрузки должны полностью восстанавливать свои первоначальные размеры. В связи с такими условиями работы металл, применяемый для изготовления пружин и рессор, должен обладать, кроме необходимой прочности в условиях статического, динамического или циклического нагружений, достаточно хорошей пластичности, высокими пределами упругости и выносливости и высокой релаксационной стойкостью, а при работе в агрессивных средах (атмосфере пара, морской воде и др.) должен быть также и коррозион-нотойким.

Не менее важны для металла пружин и рессор также технологические свойства — малая склонность к росту зерна и обезуглероживанию в процессе термической обработки, глубокая прокаливаемость, низкая критическая скорость закалки, малая чувствительность к отпускной хрупкости.

На качество пружин и рессор влияет состояние поверхности прутков, проволоки и полос. Наличие наружных дефектов (трещин, закатов, плен, волосовин, раковин, заусенцев, вдавленной окалины и др.), а также обезуглероженного слоя снижает упругие и циклические свойства металла. Поэтому наружные дефекты на поверхности прутков и полос должны быть удалены зачисткой или шлифованием, а глубина обезуглероженного слоя не должна превышать определенной нормы, установленной ГОСТом на рессорно-пружинную сталь.

¹ Рессора представляет собой конструкцию, состоящую из нескольких листов разной длины, скрепленных посредине болтом. Поэтому термической обработке подвергают не рессору, а рессорные листы.

Высокие свойства (максимальные пределы упругости и выносливости) пружины и рессоры имеют при твердости $HRC\ 40\text{--}45$ (структура— троостит), которая достигается после закалки (с равномерным и полным мартенситным превращением по всему объему металла) и среднего отпуска при $400\text{--}500^\circ\text{C}$ (в зависимости от стали).

Для изготовления пружин применяют углеродистые и легированные стали, а для приборов — сплавы цветных металлов, главным образом бериллиевую бронзу. Рессоры изготавливают только из легированных сталей.

Пружины и рессорные листы упрочняют следующими способами: 1) холодной пластической деформацией с последующим низкотемпературным нагревом (отпуском, старением); 2) закалкой с последующим отпуском (упрочнение в результате мартенситного превращения); 3) закалкой с последующим старением (упрочнение в результате дисперсионного твердения).

Упрочнение холодной пластической деформацией. Для изготовления средних и мелких витых пружин широко применяют патентированную проволоку (диаметром до 8 мм), изготавливаемую из среднеуглеродистых сталей с содержанием марганца 0,3—0,6% и сталей 65Г и 70Г с содержанием марганца 0,7—1,0%, а также из углеродистых инструментальных сталей. После навивки в холодном состоянии пружины подвергают низкому отпуску ($175\text{--}250^\circ\text{C}$, выдержка 15—20 мин в зависимости от диаметра проволоки) для снятия напряжений, повышения пределов упругости и выносливости, релаксационной стойкости и обеспечения стабильности размеров пружины.

Вместо патентирования экономически более выгодно применять метод деформационного упрочнения нормализованной стали. Данный метод, разработанный на Горьковском автомобильном заводе, заключается в следующем. Проволоку, прутки, полосы из сталей 45, 65Г, 50ХГ подвергают нормализации, а затем холодной пластической деформации волочением или прокаткой со степенью деформации 40—60%. Из полученного полуфабриката навивкой, штамповкой или вырубкой изготавливают пластинчатые и витые пружины, рессорные листы, которые подвергают нагреву при $280\text{--}300^\circ\text{C}$ в течение 20—40 мин.

При нагреве происходят процессы деформационного старения, вызывающие упрочнение. Предел выносливости при этом выше, чем после закалки и отпуска. Например, предел выносливости пластинчатых пружин из стали 65Г после деформационного старения $\sigma_{-1} = 96\text{ кгс/мм}^2$ (960 МН/м^2), а после закалки и отпуска $\sigma_{-1} = 77\text{ кгс/мм}^2$ (770 МН/м^2).

Преимуществом данного метода является также то, что обеспечиваются размеры и форма упругих элементов, что особенно важно для тонких пластинчатых пружин, сильно деформирующихся при закалке. Для устранения коробления таких пружин необходимо применять при отпуске специальные штампы.

Упрочнение закалкой с последующим отпуском. Для изготовления пружин, упрочняемых термической обработкой (закалкой и отпуском), применяют углеродистые (65, 75) и легированные (60С2А, 50ХФА, 60С2Н2А и др.) стали, для рессор — только легированные стали, для пружин, работающих в агрессивных средах, — нержавеющие стали 30Х13, 40Х13, 12Х18Н10Т и др.

Углеродистые стали в связи с их малой прокаливаемостью применяют для изготовления пружин из проволоки диаметром до 6 мм. Преимущество кремнистой стали по сравнению с углеродистой — ее повышенная прокаливаемость и более высокие прочность и пластичность. Недостатком этой стали является повышенная склонность к образованию поверхностных дефектов при горячей обработке, обезуглероживанию и графитизации. В результате обезуглероживания наружной поверхности пружин или рессор резко снижается их сопротивляемость длительным нагрузкам. Поэтому нагрев пружин и рессор необходимо проводить с предохранением от обезуглероживания или (для устранения вредного влияния обезуглероженного слоя) подвергать их после термической обработки обдувке дробью.

Широкое применение для изготовления рессор автомашин и пружин подвижного состава железнодорожного транспорта имеют кремнистые стали 55С2 (А) и 60С2 (А). Сталь 60С2 (А) применяют также для изготовления пружин, работающих при температурах до 250° С. Сталь 70С3А обладает высокими механическими свойствами, но склонна к графитизации.

Марганцевая сталь (65Г) по сравнению с кремнистой сталью обладает некоторыми особенностями, к которым относятся получение менее шероховатой поверхности при горячей обработке, большая прокаливаемость и меньшая склонность к обезуглероживанию. Недостатками марганцевой стали являются повышенная чувствительность к перегреву, образованию закалочных трещин, склонность к отпускной хрупкости; применяют эту сталь для пружин механизмов и машин.

Детали из стали 55ГС сечением до 25 мм имеют сквозную закалку, а поэтому ее применяют для изготовления рессор толщиной до 10 мм, цилиндрических пружин с диаметром прутка до 25 мм и буферных пружин; эта сталь малосклонна к обезуглероживанию и отпускной хрупкости.

Хромомарганцевая сталь (50ХГ (А)) обладает глубокой прокаливаемостью, высокой прочностью и относительно малой чувствительностью к перегреву; ее применяют для изготовления пружин и рессор большого сечения; сталь хорошо закаливается в масле; недостатком этой стали является склонность к отпускной хрупкости.

Небольшая присадка к хромистой стали ванадия положительно влияет на структуру и пластичность стали, а также уменьшает ее склонность к перегреву, вследствие чего значительно облегчается термическая обработка; поэтому хромованадиевая (50ХФА) и

хромомарганцеванадиевая (50ХГФА) стали хорошо закаливаются в масле и малосклонны к росту зерна. Применяют эти стали для изготовления пружин особо ответственного назначения, а также рессор легковых автомобилей.

Стали 60С2ХФА, 65С2ВА и 60С2Н2А используют для крупных пружин ответственного назначения. Детали из этих сталей малосклонны к росту зерна и прокаливаются в сечениях до 50 мм. Особенно высокими качествами обладает никелькремнистая сталь 60С2Н2А, легко отжигающаяся на структуру зернистого перлита, имеющая высокую пластичность, не подкаливающаяся при охлаждении на воздухе после горячей прокатки.

Нержавеющие стали применяют для изготовления пружин, работающих в коррозионной среде и повышенных (до 400°С) температурах. Пружины из высокохромистых нержавеющей сталей мартенситного класса (30Х13, 40Х13 и др.) закаляют от температуры 1000—1050°С в масле (пружины из стали 40Х13 можно охлаждать также и на воздухе); структура после заковки — мартенсит. Отпуск после заковки проводят в зависимости от условий работы пружин: при 550—500°С для пружин, работающих при повышенных температурах, и при 300—350°С — для пружин, работающих при температуре 20°С (при более высокой температуре отпуска понижается стойкость к коррозии под напряжением). Очень высокая прокаливаемость этих сталей позволяет изготавливать из них пружины больших сечений.

Пружины из хромоникелевых сталей аустенитного класса (12Х18Н10Т и др.), упрочняемые холодной пластической деформацией, после навивки подвергают только отпуску при 450—500°С с выдержкой в течение 20—30 мин.

Для повышения коррозионной стойкости и стабильности пружины из нержавеющей сталей после всех операций технологического процесса подвергают полированию (лучше электролитическому) до полного осветления поверхности. Необходимо учитывать, что при полировании диаметр проволоки уменьшается на 3—10%, что приводит к снижению силовых характеристик пружин.

Цилиндрические пружины нагревают в горизонтальном положении. Для предупреждения коробления при нагреве на поду печи располагают швеллерные балки, на которые укладывают пружины. Для заковки пружин сжатия применяют приспособление, показанное на рис. 157, представляющее собой стальной стакан (внутренний диаметр которого на 0,3—0,4 мм больше наружного диаметра пружины, а высота на 10—12 мм больше высоты пружины) с отверстием в дне, равным среднему диаметру пружины. В приспособление помещают пружину и загружают его в печь. После нагрева до заданной температуры и выдержки приспособление вместе с пружиной вынимают из печи и охлаждают в масле (в горизонтальном положении при непрерывном покачивании). Закаленную пружину выталкивают из приспособления, нажимая на нее со стороны отверстия в стакане.

Коробление пружины, полученное при закалке (рис. 158, *а*), можно устранить при отпуске. Закаленную пружину надевают на оправку и зажимают клином (рис. 158, *б*). В таком состоянии осуществляют отпуск пружины. После отпуска на оправке коробление пружины, полученное при закалке, устраняется (рис. 158, *в*).

Для получения необходимой твердости и правильной формы тонкие пластинчатые пружины для устранения возникшего при закалке коробления подвергают отпуску в штампах на прессе с электроподогревом. Пресс имеет два штампа — нижний 1 и верхний 2 (рис. 159). Внутри штампов находятся стальные диски 3 с пазами. Нихромовые нагревательные элементы с жаростойкой изоляцией размещены в пазах дисков 3. Концы 4 нагревателей выведены из штампов к шиту управления. Для терлостойкости штампы заключены в кожухи с асбестовой теплоизоляцией 5. Нижний штамп 1 неподвижный. Верхний штамп 2 с помощью пневмоцилиндра 6, управляемого краном 7, может перемещаться в осевом направлении. Контроль температуры осуществляется термопарой 8. Закаленные пружины помещают на нижний штамп 1, прижимают верхним штампом 2 и выдерживают в течение нескольких минут при температуре отпуска.

Для изготовления автомобильных рессор применяют стали 60С2(А), 50ХГ(А), 50ХФА, 50ХГФА и др. Рессорные листы нарезают в холодном состоянии, затем в них пробивают отверстия, оттягивают концы и в горячем состоянии загибают ушки. Термическую обработку рессорных листов, например из стали 50ХГФА, проводят по следующему режиму. Листы загружают в закалочную газовую конвейерную печь (температура I зоны 600—700°С, II зоны 800—850°С и III зоны 850—880°С). Выдержку дают

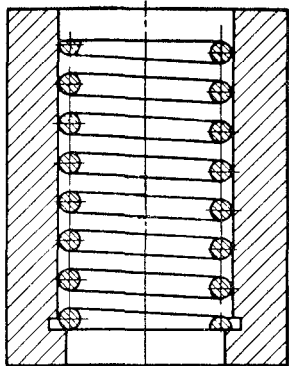


Рис. 157. Приспособление, применяемое при закалке пружин сжатия

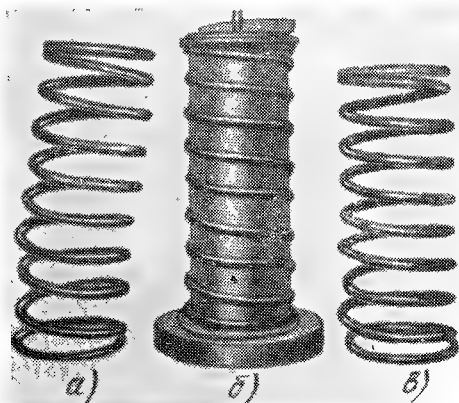


Рис. 158. Пружины:

а — закаленная; *б* — на оправке перед отпуском; *в* — готовая (после закалки и отпуска)

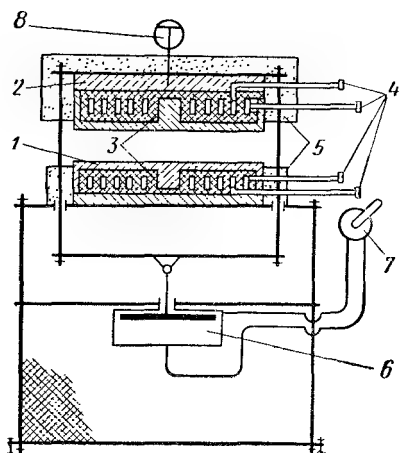


Рис. 159. Схема пневматического пресса с электроподогревом

из расчета 1,2—1,5 мин на 1 мм сечения. После нагрева рессорные листы помещают в гибочно-закалочную машину, в которой производится гибка и закалка с охлаждением в циркулирующем масле (температура масла 40—60° С).

После закалки рессорные листы подвергают отпуску в газовой конвейерной печи при 550—600° С с выдержкой 40—45 мин. Рессорные листы укладывают на конвейер печи на ребро. После отпуска рессорные листы поступают на конвейер охлаждающего бака. Быстрое охлаждение водой после отпуска препятствует

возникновению отпускной хрупкости, не нарушает потока и улучшает условия работы в цехе. После отпуска рессорные листы подвергают дробеструйной обработке, что значительно повышает их предел выносливости. Остаточные напряжения сжатия наружных слоев, вызванные обдувкой дробью, уменьшают напряжения растяжения в наружных волокнах, увеличивая долговечность рессорного листа.

В процессе термической обработки контролируют: а) твердость после закалки (одного комплекта через каждые 2 ч работы) (*HRC* 50—60); б) прилегание листов рессоры в сборе (через каждые 2 ч работы); в) твердость после отпуска (*HRC* 40—45).

Для проверки результатов термической обработки иногда рессоры выборочно подвергают испытанию на выносливость.

Кроме обычной закалки эффективны индукционный нагрев пружин и рессор, изотермическая закалка и особенно термомеханическая обработка.

Упрочнение закалкой с последующим старением. Материалом, упрочняемым закалкой и старением, является бериллиевая бронза. Изготовленные из ленты (штамповкой, вытяжкой, гибкой и т. п.), прутков (обработкой на станках), проволоки (путем навивки) детали перед закалкой обезжиривают в бензине или ацетоне, промывают в холодной и кипящей воде и сушат теплым воздухом или в термостате при температуре не выше 120° С. Подготовленные детали помещают в коробки, засыпают древесным углем, нагревают в печи до 760—800° С с выдержкой 8—15 мин, охлаждают в холодной воде и затем сушат.

Закаленные детали подвергают старению (дисперсионному твердению) при 260—400° С (в зависимости от требуемых свойств) с выдержкой после нагрева от 1 до 4 ч и охлаждением на воздухе.

Во избежание коробления старение деталей проводят в специальных приспособлениях. После термической обработки детали контролируют. Твердость в зависимости от условий работы деталей *HV* 200—400.

Закалке подвергают также заготовки с последующим изготовлением из них деталей по следующему технологическому процессу: отрезка или вырубка заготовок; обезжиривание, промывка, сушка; закалка; полирование заготовок (при необходимости); изготовление деталей; обезжиривание, промывка и сушка деталей, старение; контроль.

§ 6. ДЕТАЛИ ПОДШИПНИКОВ

Общие сведения. Наряду с высокими точностью обработки и качеством отделки рабочих поверхностей металл для деталей подшипников качения и термическая обработка их являются основными факторами, определяющими срок службы подшипников. При работе подшипников качения кольца, шарики и ролики подвергаются: а) воздействию высоких удельных нагрузок переменного характера, вследствие чего в металле возникают явления усталости, в частности развивается контактное выкрашивание; б) износу от трения; в) химическому износу вследствие контакта с атмосферой или смазкой, содержащей примеси; г) абразивному износу; д) напряжениям от раздавливающей нагрузки.

Для изготовления деталей подшипников применяют стали ШХ15 (0,95—1,05% С; 1,30—1,65% Cr; 0,2—0,4% Mn; 0,17—0,37% Si) и ШХ15СГ (0,95—1,05% С; 1,30—1,65% Cr; 0,9—1,2% Mn; 0,40—0,65% Si); в обеих сталях содержится не более 0,02% S и 0,027% P. Послековки структура стали — пластинчатый перлит и тонкая разорванная карбидная сетка (рис. 160), твердость *HV* 255—340, обрабатываемость стали с такой структурой и твердостью затруднена.

Для снижения твердости до *HV* 178—207 и получения структуры зернистого перлита, обеспечивающей хорошую обрабатываемость, заготовки подвергают отжигу при 780—800° С с последующим медленным охлаждением (15—25° С/ч) в интервале температур



Рис. 160. Микроструктура стали ШХ15 послековки; $\times 500$

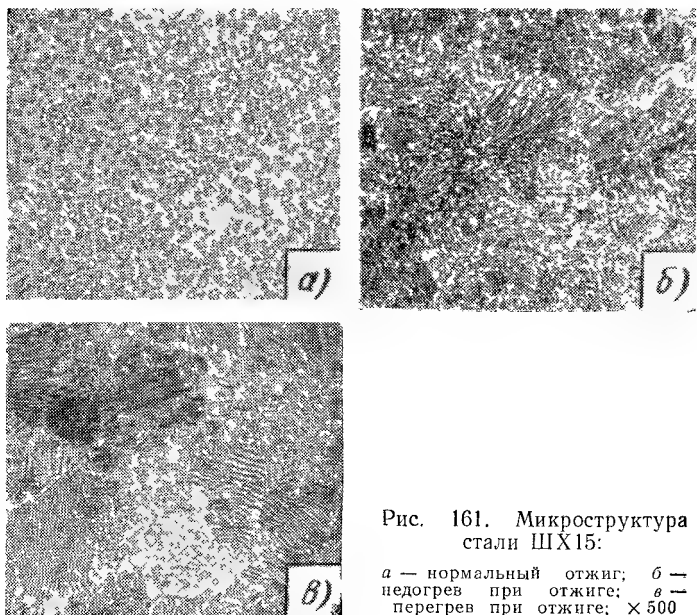


Рис. 161. Микроструктура стали ШХ15:

а — нормальный отжиг; *б* — недогрев при отжиге; *в* — перегрев при отжиге; $\times 500$

650—760° С. Ускоренное охлаждение при отжиге (100—300° С/ч) вызывает образование мелкодисперсной структуры с повышенной твердостью. Очень медленное охлаждение ($\sim 5^\circ$ С/ч) приводит к образованию крупнозернистого перлита; такая структура обладает низкой твердостью, но неблагоприятна для последующей закалки. Нормальной структурой после отжига является структура мелкозернистого перлита (рис. 161, *а*). При недогреве при отжиге сохраняется часть тонкопластинчатого перлита (рис. 161, *б*), а при перегреве образуется структура крупнопластинчатого и зернистого перлита (рис. 161, *в*).

На процесс закалки подшипниковых деталей влияет хром. Хром увеличивает количество избыточных карбидов в структуре стали и уменьшает чувствительность к перегреву. Вследствие присадки хрома уменьшается критическая скорость закалки и увеличивается прокаливаемость. Небольшая критическая скорость закалки необходима для того, чтобы можно было детали закаливать в масле. При закалке в масле происходит частичный отпуск мартенсита, что снижает напряжения.

С увеличением содержания хрома критическая скорость закалки значительно понижается. Для стали ШХ15 (1% С и 1,5% Cr) по сравнению со сталью У10 (1% С) критическая скорость закалки уменьшается с 500 до 35—40° С/с. В связи с уменьшением критической скорости закалки детали из стали ШХ15 прокаливают на значительно большую глубину по сравнению с деталями из стали У10.

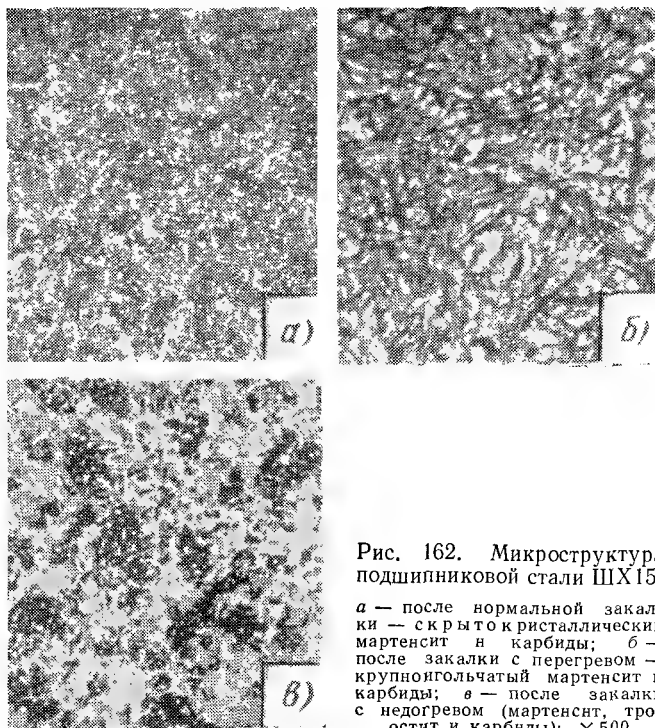


Рис. 162. Микроструктура подшипниковой стали ШХ15:

а — после нормальной закалки — скрытокристаллический мартенсит и карбиды; *б* — после закалки с перегревом — крупноигльчатый мартенсит и карбиды; *в* — после закалки с недогревом (мартенсит, троостит и карбиды): $\times 500$

Температура закалки подшипниковых сталей колеблется в пределах $790\text{—}870^\circ\text{C}$ в зависимости от массы деталей: чем крупнее деталь, тем выше температура закалки. Охлаждение проводится в масле (кольца, ролики) или в растворе соды, или поваренной соли в воде (шарики). После закалки и отпуска твердость $HRC\ 62\text{—}65$. Оптимальной структурой закаленной подшипниковой стали является скрытокристаллический мартенсит с равномерно распределенными мелкими избыточными карбидами (рис. 162, *а*). Структура игльчатого и крупноигльчатого мартенсита с карбидами (рис. 162, *б*) является признаком перегрева. Детали подшипников, закаленные с недогревом, имеют пониженную прочность. Структура мартенсита с участками троостита и карбидами (на рис. 162, *в*) характеризует недогрев или замедленное охлаждение при закалке. Такая структура обладает пониженной твердостью и поэтому является недопустимой. Важной характеристикой качества закалки является вид излома. Наилучший излом — шелковистый, фарфоровидный. Излом с заметной зернистостью является признаком перегрева стали. Занозистый излом характеризует неполную закалку стали.

Термическая обработка подшипниковых колец. Для колец диаметром до 200 мм, изготовленных из стали ШХ15, температура нагрева находится в пределах 820—870° С в зависимости от средней толщины стенки кольца. Чем больше толщина стенки, тем выше температура нагрева. Продолжительность выдержки (от 25 до 70 мин) устанавливается в зависимости от толщины стенки колец.

Кольца самых маленьких подшипников нагревают в электропечах в атмосфере защитного газа. Кольца малых и средних подшипников обрабатывают в конвейерных газовых или электрических печах, в печах с вращающимся подом или в соляной (цианистой) ванне. Несколько соляных ванн, имеющих разные температуры, могут быть установлены последовательно друг за другом.

Нагретые до температуры заковки кольца охлаждают в индустриальных маслах И20, И12, ИС20, ИС12 при температуре 30—60° С. После закалки кольца промывают в 3—5%-ном содовом растворе (70—90° С) и подвергают отпуску (не позднее 3 ч после закалки) при 150—160° С в течение 1,5—2 ч. Для устранения «роста» кольца прецизионных подшипников целесообразно подвергать обработке холодом (перед отпуском) по режиму: закалка—промывка—обработка холодом—отпуск.

Термическая обработка шариков и роликов. Высокие требования, предъявляемые к твердости и однородности структуры на поверхности шариков и роликов, заставляют внимательно относиться к выбору закалочного оборудования. Наилучшими агрегатами для нагрева под закалку шариков и роликов мелких и средних размеров (шариков диаметром до 50 мм и роликов диаметром до 30 мм) являются барабанные печи (с вращающимся муфелем). В них шарики и ролики движутся поступательно и вращаются, что обеспечивает равномерный нагрев.

Крупные шары и ролики (диаметром до 70—75 мм), изготовляемые из стали ШХ15СГ, нагревают на противнях в конвейерных печах. Крупные шары (диаметром 75—200 мм) нагревают в двух соляных ваннах; одна из них служит для предварительного нагрева (780—800° С), а другая для окончательного нагрева (840—890° С).

Охлаждающими средами при закалке шариков и роликов являются масло, водные растворы соды (Na_2CO_3 и NaCl).

Шарики и ролики диаметром до 12 мм охлаждают в масле (температура 30—60° С). Шарики диаметром более 12 мм охлаждают в 3—5%-ном содовом растворе (температура 25—40° С). Крупные шары охлаждают также в 10%-ном водном растворе NaCl . Ролики диаметром более 12 мм охлаждают или в масле, или, если они изготовлены из стали ШХ15, допускается охлаждение в 5—7%-ном содовом растворе. Шарики и ролики диаметром более 50 мм охлаждают на специальных качающихся приспособлениях.

После закалки шарики и ролики подвергают отпуску (не позже 3 ч после закалки) при 150—160° С с выдержкой в те-

ние 2—6 ч (в зависимости от диаметра). Твердость после закалки и отпуска HRC 62—65, а микроструктура — скрытокристаллический мартенсит и карбиды.

Термическая обработка деталей подшипников из цементуемой стали. Для изготовления деталей крупногабаритных подшипников (диаметром более 400 мм) применяют стали: ШХ15СГ — для подшипников, работающих при малых нагрузках, и цементуемую сталь 20Х2Н4А — для подшипников, работающих в тяжелых условиях при больших ударных нагрузках.

Детали крупногабаритных подшипников (кольца, ролики), изготовленные из стали 20Х2Н4А, подвергают глубокой цементации с получением цементованного слоя глубиной 5—10 мм. Особенностью процесса глубокой цементации является необходимость получения на поверхности деталей повышенной концентрации углерода, что увеличивает перепад концентрации углерода по глубине слоя и повышает скорость диффузии углерода.

При глубокой цементации в поверхностном слое на глубине до 0,5 мм содержится 1,5—2% С, а затем содержание углерода резко снижается и в поверхностном слое на границах зерен наблюдаются грубые карбидные включения. При шлифовании (припуск более 0,6 мм) слой с повышенным содержанием углерода удаляется. Оптимальная температура глубокой цементации 930—950° С, а продолжительность 50—200 ч в зависимости от требуемой толщины цементованного слоя. Средняя скорость цементации (при получении слоя толщиной 7—10 мм) 0,06 мм/ч.

Рассмотрим процесс термической обработки колец крупногабаритных подшипников из стали 20Х2Н4А. Для цементации шестьдесят колец укладывают (с прокладками между ними) на крестовину и помещают в шахтную печь. После заданной (длительной) выдержки в печи при температуре цементации (930—950° С) кольца вместе с крестовиной охлаждают в масле (во избежание образования карбидной сетки) до 200—300° С (чтобы при охлаждении не происходило образования мартенсита). Затем крестовину с кольцами переносят в печь, нагретую до 550° С, для проведения первой ступени высокого отпуска и выдерживают 8—12 ч. Затем температуру отпуска повышают до 630° С, крестовину с кольцами выдерживают 8—12 ч, охлаждают на воздухе. Цель высокого отпуска — наиболее полное разложение аустенита, сохранившегося (свыше 90%) в цементованном слое после неполного охлаждения с температуры цементации, на феррито-цементитную смесь. Качественное выполнение этой операции в значительной степени предопределяет работоспособность деталей крупногабаритных подшипников. Наличие после высокого отпуска остаточного аустенита, образовавшегося при цементации, ведет к сохранению его и при последующей закалке, что вызывает снижение твердости и прочности. После высокого отпуска твердость $HRC \leq 30$. В микроструктуре цементованного слоя не допускается наличие замкнутой карбидной сетки и остаточного аустенита.

Затем крестовину с кольцами помещают в шахтную печь для закалки. Температура нагрева $790\text{--}810^{\circ}\text{C}$, время выдержки 2—3,5 ч. Охлаждают кольца в масле (вместе с крестовиной) до полного охлаждения или индивидуально каждое кольцо в специальных закалочных машинах. После промывки производят отпуск закаленных колец при $160\text{--}170^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 12 ч и охлаждением на воздухе. После закалки и отпуска твердость поверхности *HRC* 58—62, сердцевины *HRC* 30—45. Микроструктура поверхностного слоя — скрыто- или мелкоиглочатый мартенсит и карбиды. После шлифования проводят дополнительный отпуск при $130\text{--}140^{\circ}\text{C}$ в течение 7—8 ч с охлаждением на воздухе.

§ 7. КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ДЕТАЛЕЙ

Для определения качества термической обработки деталей используют либо межоперационный, либо окончательный контроль. В первом случае детали контролируют в промежутке между операциями термической обработки, во втором — после окончания всех операций. Обычно контролируют механические свойства (главным образом твердость) детали, структуру, глубину слоя (при химико-термических процессах, индукционной закалке). Особенно проверяют, имеют ли детали дефекты (трещины, трооститные пятна и т. п.). Контроль осуществляют в цехе, а также в цеховой или заводской лаборатории.

После термической и химико-термической обработок контролируют твердость. Детали, закаленные на высокую твердость, а также детали после цементации, цианирования, закалки и отпуска контролируют на приборах Роквелла или Виккерса. Для определения твердости азотированных деталей используют прибор Виккерса. Твердость деталей после улучшения определяют на прессе Бринелля. Качественное определение твердости закаленных деталей может быть проведено тарированным напильником. Этот способ контроля наиболее простой, быстрый и дешевый, но требует определенного опыта. На приборе Роквелла (или Виккерса) проверяют 5—10% деталей, а остальные — тарированным напильником.

Структуру после термической обработки определяют по металлографическим шлифам. Образцы для изготовления микрошлифов отрезают тонким алундовым или карборундовым кругом. Во избежание отпуска при резании следует охлаждать деталь, обильно подавая эмульсию или другую жидкость. Плоские детали, склонные к изменению формы при термической обработке, подвергают правке. Детали типа валов устанавливают в центра и с помощью индикатора определяют кривизну. Чтобы при шлифовании на поверхности детали не осталась чернота, кривизна детали на сторону не должна быть больше половины припуска на шлифование. Кривизну плоских деталей проверяют на плите с помощью шупа. Для контроля мелких поверхностных трещин

в закаленных деталях распространен магнитный метод (магнитная дефектоскопия). С помощью этого метода контролируют, например, пружины, рессорные листы, поворотные кулаки, детали рулевого управления автомобиля, подшипниковые кольца и др.

Поверхностные дефекты (например, микротрещины и др.) можно выявлять люминесцентным методом. По сравнению с методом магнитной дефектоскопии, с помощью которого можно обнаруживать дефекты только в магнитных металлах, люминесцентный метод применим для контроля деталей, изготовленных из магнитных и немагнитных металлов. Для обнаружения дефектов, расположенных в деталях на значительной глубине, применяют метод ультразвуковой дефектоскопии. Наличие или отсутствие на закаленной поверхности трооститных пятен определяют макротравлением с помощью «тройного» реактива.

Состав реактивов следующий: первый реактив — 30 см³ концентрированной азотной кислоты и 970 см³ дистиллированной воды; второй реактив — 150 г хромового ангидрида Cr₂O₃, 850 см³ дистиллированной воды и 4 см³ концентрированной серной кислоты; третий реактив — 100 см³ концентрированной соляной кислоты, 900 см³ дистиллированной воды, пять-шесть кристалликов хлористого олова и шесть-восемь зерен металлического олова.

При макротравлении деталь погружают в первый реактив и выдерживают до полного почернения поверхности; затем промывают струей теплой воды и погружают во второй реактив, где выдерживают до полного осветления поверхности. Троостит на поверхности выявляется в виде темных пятен. Поверхность с мартенситной структурой получает светлую окраску. Деталь снова промывают в струе теплой воды и погружают в третий реактив, где выдерживают 2—3 мин. Этот реактив закрепляет окраску макротравления. Окончательные операции — промывание детали в теплой воде и сушка.

§ 8. ОЧИСТНЫЕ И ОТДЕЛОЧНЫЕ ОПЕРАЦИИ

Очистка деталей. От масла, солей и грязи детали очищают в моечных машинах в подогретом (до 80—90° С) водном растворе кальцинированной соды (10% Na₂CO₃) или каустической соды (3% NaOH). От окалины детали очищают металлическим песком, дробью или травлением. Травление деталей осуществляют в водных растворах серной кислоты (5—18%) при 40—90° С или в растворах соляной кислоты (7—20%) при 30—60° С. Чтобы не перетравить деталь, к раствору добавляют различные органические добавки, которые, не замедляя процесса растворения окалины, в значительной степени предохраняют металл от воздействия травителя (образуют на поверхности металла тонкую защитную пленку).

После термической обработки слой окалина может быть значительной толщины и большой плотности. При закалке в масле большое количество масла остается в порах окалины; частично оно стораает, частично полимеризуется. В результате окалина получается очень плотной и с большим трудом поддается удалению.

Перетравливание деталей при очистке от окалины исключается, если применить электролитическое травление. Этот способ травления применяют для очистки готовых деталей или имеющих малый припуск на обработку, или деталей с мелкой резьбой. Травление проводят в электролитической ванне. Травление разделяют на катодное и анодное.

При катодном электролитическом травлении деталь является катодом, а анодом чаще является свинцовая пластинка. При этом способе окалину удаляют главным образом путем восстановления окислов железа выделяющимся водородом. Электролитического растворения металла при этом не происходит. Состав электролита следующий: 60—70 г/л серной кислоты, 30—40 г/л соляной кислоты, 22 г/л хлористого натрия. Режим работы: температура ванны 60—70° С, плотность тока 7—10 А/дм², продолжительность травления 12—18 мин. При катодном травлении происходит электролитическое покрытие оголяемых в процессе травления участков металла пленкой свинца, плотно удерживающейся на поверхности детали. После травления детали промывают (в теплой и в холодной воде), затем снимают (электролитическим способом) свинцовую пленку в растворе (при 60° С) следующего состава: 84 г/л едкого натрия, 28 г/л тринатрийфосфата. Режим работы: плотность тока 5—7 А/дм², время 10—15 мин. Затем детали вновь промывают в воде. Электролит ванны для травления при работе в три смены заменяют 1 раз в неделю. Электролит ванны для удаления защитной пленки заменяют 1 раз в 3 месяца.

Анодное электролитическое травление осуществляют в электролитах, аналогичных электролитам при катодном травлении. При этом методе окалину удаляют с помощью кислорода, выделяющегося на детали. При анодном травлении детали трудно предохранять от перетравливания.

Электролитическое травление является широкоавтоматизированным процессом. При малой пропускной способности термических цехов и отделений применяют стационарные немеханизированные установки. Окалину удаляют иногда также с помощью стальных щеток.

Правка деталей. Коробление деталей простой формы может быть устранено путем правки или рихтовки. Для правки деталей в виде стержней применяют ручные винтовые прессы. Закаленные детали нагревают до температуры, не превышающей температуру отпуска, и путем постепенного надавливания выправляют их, после чего оставляют под давлением до полного охлаждения. Для правки крупных деталей применяют мощные гидравлические

прессы. Некоторые инструменты, например сверла, развертки и т. п., можно править ударами молотка по прогнутой незакаленной части. Инструмент в этом случае располагают на подушках из мягкого металла.

Для правки покоробленных плоских деталей небольшой толщины (диски и т. п.) применим способ рихтовки. При этом деталь, положенную на плиту, выстукивают быстрыми и легкими ударами бойка рихтовального молотка (медного).

Детали с вязкой сердцевиной легче поддаются правке, чем детали со сквозной прокаливаемостью. Легко править детали из инструментальных и цементируемых сталей, закаливаемых в воде, а также детали из высоколегированных сталей, имеющих после закалки значительное количество аустенита, и из сталей, подвергнутых изотермической закалке. Время устойчивого состояния аустенита используют для правки.

При закалке обычными способами некоторых деталей сложной формы не удастся избежать коробления. Методы правки для таких деталей также неприемлемы; например, у конических и цилиндрических зубчатых колес вследствие неравномерного распределения массы металла при закалке тепло на гладких поверхностях отводится быстрее, чем между зубьями. В этих случаях целесообразно совмещать закалку с правкой, применять закалку в штампах или закалку под прессом, когда закаливаемая деталь, зажата между двумя матрицами, охлаждается потоком масла, подаваемого под давлением.

Г л а в а XII

**ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА**

§ 1. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Общие сведения. К режущим инструментам относят резцы, сверла, метчики, фрезы, протяжки и т. п. В процессе резания режущая (рабочая) часть инструмента внедряется в обрабатываемую деталь и отрывает частицы металла (в виде стружки). Для этого необходима высокая твердость рабочей части режущего инструмента, превышающая твердость детали. Инструмент с недостаточной твердостью не может резать: его форма и размеры быстро изменяются. В процессе работы происходит непрерывное трение — износ поверхности режущей кромки инструмента. Поэтому режущий инструмент должен обладать высокой износостойкостью. Механическая энергия превращается в тепловую, происходит нагрев инструмента, обрабатываемой детали и стружки. При обработке с большими скоростями резания и при снятии стружки большого сечения режущий инструмент находится в тяжелых условиях работы, режущая кромка инструмента нагревается до высокой температуры. Поэтому режущий инструмент должен обладать также теплостойкостью, т. е. режущая кромка должна сохранять высокую твердость при нагреве до высокой температуры.

При работе режущий инструмент может подвергаться толчкам и ударам, следовательно, он должен быть вязким. При низкой вязкости образуются трещины, происходит выкрашивание и поломка инструмента. При выборе марки стали для режущего инструмента необходимо учитывать не только основные эксплуатационные свойства сталей, перечисленные выше, но и технологические свойства, которые характеризуют поведение стали при изготовлении инструмента и его термической обработке: закаливаемость — способность стали приобретать при закалке высокую твердость и мартенситную структуру; прокаливаемость — способность стали закаливаться на определенную глубину; склонность к деформации при термической обработке, т. е. склонность

к изменению размеров под влиянием возникающих напряжений как тепловых, так и структурных; стойкость против образования трещин, которые могут возникать как при закалке, так и при шлифовании готового инструмента под влиянием напряжений; усложнение формы и увеличение сечения инструмента повышают чувствительность к трещинам; стойкость против окисления и обезуглероживания (которые происходят в результате взаимодействия инструмента с внешней средой при термической обработке); обрабатываемость резанием и давлением и др.

Качество готового инструмента в большой степени зависит от качества стали, из которой изготавливают инструмент. Несмотря на то, что весь выплавляемый металл контролируют на металлургических заводах, следует дополнительно контролировать металл, поступающий в инструментальное производство, в связи со сложностью и высокой стоимостью изготовления инструмента. Чтобы определить качество стали в состоянии поставки, контролируют ее химический состав, механические свойства, макро- и микроструктуру, глубину обезуглероженного слоя, прокаливаемость, теплостойкость и т. д. Особенно тщательно контролируют сталь, предназначенную для изготовления сложного, дорогостоящего инструмента.

Отклонение химического состава от установленного стандартом затрудняет выполнение термической обработки и требует изменения режимов; возникает необходимость многократной переработки, что увеличивает процент брака, повышает стоимость обработки и не всегда приводит к желаемым результатам.

Загрязнение стали неметаллическими включениями (сульфидными, оксидными) снижает качество инструмента. Наиболее часто встречаются сульфидные включения в виде сернистого марганца (MnS) — характерные веретенообразные включения серого цвета. Оксидные включения располагаются в виде цепочки. Небольшое количество мелких неметаллических включений незначительно влияет на качество инструмента. Но если их много или они крупные, то инструмент, изготовленный из такой стали, может в процессе эксплуатации сломаться.

При наличии пор в стали нарушается сплошность металла и происходит выкрашивание режущих кромок инструмента. Пористость стали подразделяется на общую и центральную. Возможность применения пористого металла зависит от вида инструмента. Например, наличие центральной пористости в стали, предназначенной для изготовления круглых плашек, совершенно недопустимо, так как режущая часть плашек расположена близко к центру, и допустимо для метчиков, у которых режущая часть расположена на поверхности; пористость выявляется макротравлением.

Повышенная твердость приводит к плохой обрабатываемости на металлорежущих станках; поверхность обработанных деталей получается нечистой, рабочий инструмент преждевременно

выходит из строя («садится»). Твердость поступающего металла контролируют в количестве 3—10% партии. Обезуглероженный слой на поверхности прутка не должен превышать определенной нормы. Если обезуглероженный слой не снят при изготовлении инструмента, то последний не пригоден к работе, так как режущие поверхности его после закалки будут мягкими. На качество инструмента, в котором режущая часть расположена внутри (круглые плашки), обезуглероженный слой не влияет.

Наружные и внутренние трещины возникают вследствие неправильно проведеннойковки (сильные удары, окончаниековки при слишком низкой температуре и т. п.), и наличие их является недопустимым. Наружные и внутренние раковины, так же как и трещины, недопустимы. Обнаружить раковины труднее, чем трещины — требуется очень внимательный и тщательный осмотр, в особенности, если размер раковины незначителен. Наиболее трудно установить наличие микроскопических раковин, их можно выявить только на микрошлифе. Карбидную неоднородность легированной и быстрорежущей стали контролируют на прутках диаметром 40 мм и более. Карбидная сетка и карбидная неоднородность (карбидная полосчатость, скопление карбидов на отдельных участках) являются результатом нарушения технологииковки и резко ухудшают режущие свойства инструмента, изготовленного из такой стали. Карбидная сетка в углеродистых заэвтектоидных сталях может быть устранена нормализацией при нагреве выше температуры в точке *Ас₁*. Прокаливаемость стали играет большую роль при изготовлении инструмента. Так, для некоторых инструментов, например сверл, требуется сквозная прокаливаемость, а для некоторых, например метчиков и разверток, требуется прокаливаемость на небольшую глубину с сохранением вязкой сердцевины. Как правило, прокаливаемость углеродистой стали не контролируют, так как в течение последних лет не наблюдалось отклонений от ГОСТа по этому параметру. В случае особых требований к инструменту из быстрорежущих сталей контролируют теплостойкость (красностойкость).

Для изготовления режущего инструмента небольших размеров и несложной формы, работающего при небольших нагрузках, не подвергающегося резким и сильным ударам (развертки, метчики, плашки, надфили), используют инструментальную углеродистую сталь У10, У10А, У11, У11А, У12, У12А.

Для изготовления режущего инструмента большого размера, сложной конфигурации и для длинных и тонких инструментов, деформация которых при закалке должна быть наименьшей, используют инструментальную легированную сталь 9ХС, ХВГ, Х12М. Для изготовления инструмента, работающего в тяжелых условиях, при высоких скоростях резания, при обработке сталей повышенной твердости (резцы, сверла, развертки, фрезы, метчики, плашки, протяжки) применяют быстрорежущие стали Р18, Р12, Р9 и др.

Углеродистые стали (с содержанием углерода от 0,7 до 1,3%) — небольшой прокаливаемости, что связано с пониженной устойчивостью аустенита в перлитной и промежуточных областях.

Для получения высокой твердости ($HRC\ 60—65$) углеродистую инструментальную сталь необходимо закалывать в воде. Несмотря на быстрое охлаждение, инструмент (диаметром до 10—12 мм) прокаливается на небольшую глубину. При охлаждении в масле или в горячих средах высокая твердость получается в образцах диаметром до 5 мм.

При увеличении содержания углерода возрастает устойчивость аустенита и повышается прокаливаемость в том случае, если углерод находится в растворе. Наличие структурно свободных карбидов уменьшает устойчивость аустенита и снижает прокаливаемость. Вследствие этого в углеродистых инструментальных сталях прокаливаемость повышается при увеличении углерода до эвтектоидного состава и снижается при дальнейшем повышении углерода. Поэтому, например, прокаливаемость стали У8 выше прокаливаемости стали У12 (рис. 163). С повышением температуры заковки прокаливаемость увеличивается.

В связи с низкой прокаливаемостью углеродистых сталей их применяют для инструмента диаметром от 5 до 25—30 мм, обрабатывающего мягкие материалы. Основное преимущество углеродистых сталей — возможность сохранения вязкой сердцевины при получении высокой твердости поверхности инструмента.

Углеродистые инструментальные стали имеют и ряд других технологических достоинств: низкую твердость после отжига (менее $HB\ 200$); низкие температуры заковки ($770—810^\circ C$), что уменьшает окисление и обезуглероживание; небольшое количество остаточного аустенита после заковки (5—10%), позволяющее сохранять форму рабочих кромок инструмента.

К недостаткам углеродистых сталей следует отнести узкий интервал температур отжига на структуру зернистого перлита; повышенную склонность к возникновению напряжений, дефор-

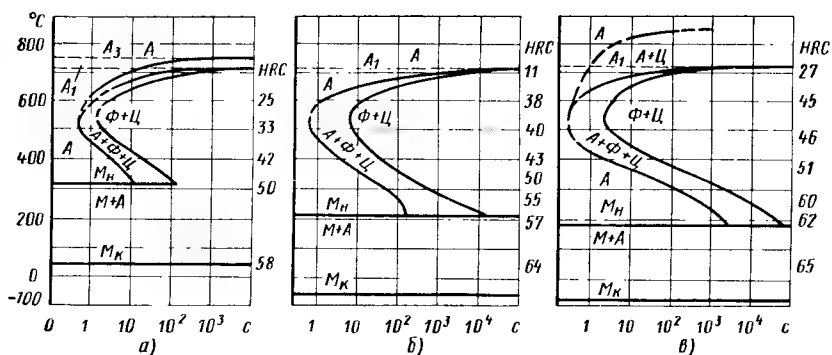


Рис. 163. Диаграммы изотермического превращения аустенита:

а — 0,54% С; б — 0,8% С; в — 1,13% С

мации и образованию трещин в связи с необходимостью охлаждения в воде при закалке (для получения требуемой прокаливаемости и закаливаемости); большую чувствительность к перегреву при закалке. Даже при незначительном повышении температуры (на 10—15° С) происходит рост зерна и увеличение количества остаточного аустенита, что ведет к снижению прочности.

Наиболее чувствительны к перегреву эвтектоидная сталь и близкие к ней стали, содержащие 0,8—0,9% С. В заэвтектоидных сталях при нагреве под закалку (выше точки A_1) сохраняется вторичный цементит, который и препятствует росту зерна. Низкая теплостойкость (до 200° С) также является недостатком этой группы сталей. Для режущего инструмента лучше применять сталь У11. По сравнению со сталью У10 сталь У11 имеет более мелкое зерно, а по сравнению со сталью У12 обладает большей прокаливаемостью и более высокими механическими свойствами.

Инструментальную углеродистую сталь (У10—У12) отжигают с непрерывным охлаждением (рис. 164, а); изотермический и маятниковый отжиг осуществляют по режимам, приведенным на рис. 164, б и в: выдержка при температуре отжига и изотермическая выдержка при 680—700° С 1—2 ч; при маятниковом отжиге выдержка на каждой ступени 0,5—1 ч; структура после отжига — зернистый перлит. Перед повторной закалкой (если после закалки не получилось нормальной твердости или сталь была переотпущена), а также для снятия внутренних напряжений от обработки резанием и снятия наклепа после холодной пластической деформации проводят высокий отпуск (рис. 164, г) с выдержкой 2—3 ч. Для устранения цементитной сетки и измельчения зерна используют нормализацию (рис. 164, д). Для получения небольшой шероховатости поверхности (при нарезании резьбы и т. п.) применяют улучшение (см. рис. 164, е).

Температура нагрева при закалке инструмента из сталей У10—У12 770—790° С. Охлаждение проводят в воде или в водных растворах NaCl (8—15%), NaOH (10—15%). Охлаждение в водных растворах солей или щелочей дает более удовлетворительные результаты по сравнению с охлаждением в воде: уменьшается возможность образования «мягких пятен», повышается прочность, увеличивается толщина закаленного слоя и обеспечивается его более однородная структура и твердость.

При быстром охлаждении в воде или в водных растворах появляются внутренние напряжения, которые могут вызвать образование трещин. Поэтому инструмент из углеродистой стали рекомендуется охлаждать в воде или в водных растворах не полностью, а до потемнения поверхности (до 200—250° С), а затем переносить в масло для полного охлаждения. После закалки в водных растворах солей или щелочей инструмент необходимо, во избежание коррозии, немедленно промывать в горячей воде (60—80° С), затем просушивать в струе сжатого воздуха. Для уменьшения внутренних напряжений и коробления, а также для предот-

вращения закалочных трещин применяют ступенчатую закалку, при которой инструмент из углеродистой стали нагревают до $790-810^{\circ}\text{C}$ и охлаждают в соляной ванне, имеющей температуру $150-180^{\circ}\text{C}$. После кратковременной выдержки (3—5 мин) при этой температуре инструмент охлаждают на воздухе. Этот способ можно применять при закалке инструмента диаметром (толщиной) до 6—8 мм. При добавлении в расплав соли 4—6% воды можно закаливать инструменты диаметром (толщиной) до 10—12 мм. Мелкий инструмент диаметром (толщиной) до 6—8 мм после нагрева до $790-810^{\circ}\text{C}$ можно охлаждать в масле ($HRC\ 62-64$).

После закалки проводят низкотемпературный отпуск режущего инструмента из углеродистых инструментальных сталей У10—У12, обычно при $150-160^{\circ}\text{C}$ ($HRC\ 62-64$), $180-200^{\circ}\text{C}$ ($HRC\ 60-62$).

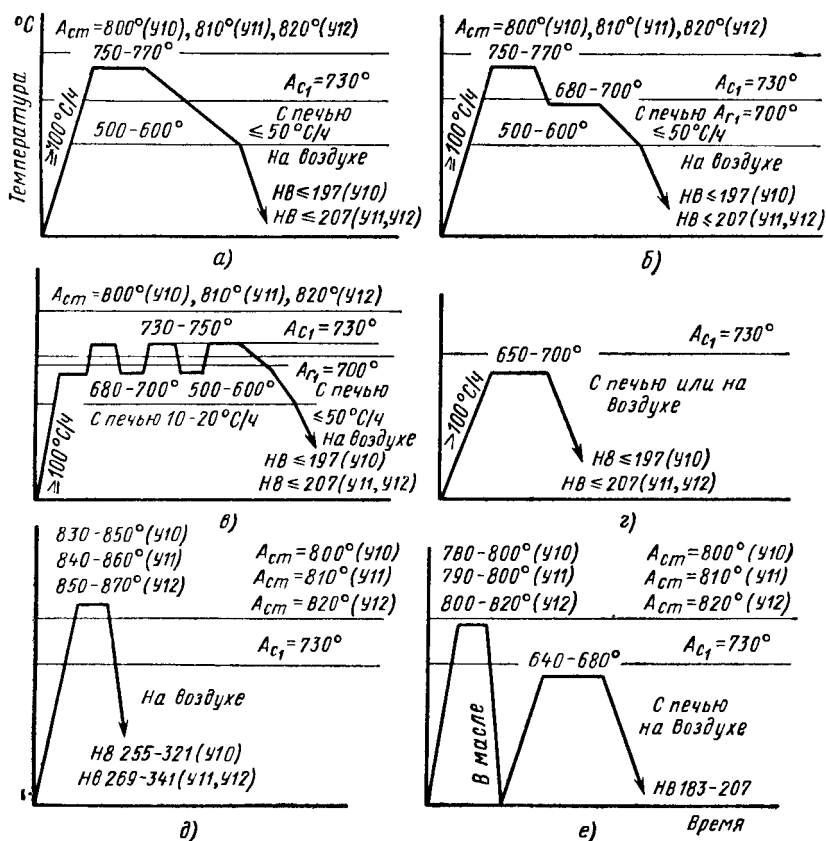


Рис. 164. Рекомендуемые режимы предварительной термической обработки сталей У10, У11, У12

Химический состав легированных сталей для режущего инструмента

Марка стали	Химический состав, %				
	C	Mn	Si	Cr	W
9ХС	0,85—0,95	0,30—0,60	1,20—1,60	0,95—1,25	—
ХВГ	0,90—1,05	0,80—1,10	0,15—0,35	0,90—1,20	1,20—1,60
ХВСГ	0,95—1,05	0,60—0,90	0,65—1,0	0,60—1,10	0,70—1,00

Для стабилизации размеров инструмента повышенной точности производят обработку холодом при температуре минус 50° С. Твердость после обработки холодом повышается на 1—2 единицы *HRC*.

Легированные стали. Для изготовления режущего инструмента наиболее широко применяют стали 9ХС, ХВГ, ХВСГ, Х12М, химический состав которых приведен в табл. 22.

Сталь 9ХС легирована хромом и кремнием. Она обладает повышенной устойчивостью аустенита и хорошей прокаливаемостью. После закалки в масле твердость *HRC* 60 и более получается в образцах сечением до 40 мм (в горячих средах до 30 мм). Сталь 9ХС имеет повышенную теплостойкость (твердость не ниже *HRC* 60 сохраняется при нагреве закаленной стали до 250—260° С), хорошие режущие свойства, равномерное распределение карбидов (в прутках диаметром 50—60 мм карбидная неоднородность не превышает одного-двух баллов); отжигается сталь 9ХС при 780—800° С; закаливается в масле и в расплавленных солях (с температурой 150—200° С) от 850—870° С.

Так как точка M_k стали 9ХС располагается ниже 0° С, мартенситное превращение при закалке протекает не полностью, и в стали остается до 6—8% остаточного аустенита, наличие которого приводит к деформации и снижает стойкость режущего инструмента. Поэтому инструмент несложной формы, у которого внутренние напряжения меньше, можно после закалки подвергать обработке холодом при температуре минус 55° С, учитывая, что сталь 9ХС очень чувствительна к стабилизации аустенита. Отпускают сталь 9ХС при температурах 180—200° С. Структура после термической обработки — мартенсит и карбиды, твердость *HRC* 61—64.

В связи с повышенным содержанием кремния сталь 9ХС склонна к обезуглероживанию при нагреве и имеет повышенную твердость в отожженном состоянии (*HB* 229—241), что затрудняет обработку резанием. Ее применяют для изготовления различного режущего инструмента: сверл, разверток, фрез, метчиков и плашек.

Сталь ХВГ применяют для изготовления инструмента, у которого при закалке допускается незначительное коробление:

крупных и длинных протяжек, длинных метчиков и разверток, тонких сверл и т. д.

Сталь ХВГ легирована хромом, вольфрамом и марганцем; имеет большую закаливаемость и прокаливаемость, чем сталь 9ХС. Твердость более *HRC* 60 получается по всему сечению цилиндрических образцов диаметром 45—48 мм при закалке с охлаждением в масле (до 35 мм в горячих средах). В стали ХВГ сохраняется после закалки повышенное количество остаточного аустенита (до 15—18%), что уменьшает коробление и делает ее малодеформирующейся. Наличие такого количества аустенита понижает сопротивление малой пластической деформации и увеличивает чувствительность к шлифовочным трещинам. Недостатками стали ХВГ являются: повышенная карбидная неоднородность (3—4-го балла в прутках диаметром 50—60 мм; в заготовках более крупных сечений наблюдается карбидная сетка), что ведет к выкрашиванию и снижает стойкость инструмента, в связи с чем сталь ХВГ не рекомендуется применять для резьбонарезного инструмента; нестабильная закаливаемость и прокаливаемость — образцы отдельных плавок прокаливаются при охлаждении в масле только в сечениях до 30—40 мм и имеют пониженную твердость. Температура обработки холодом для стали ХВГ минус 55° С; ее отжигают при 770—790° С и закаливают в масле или горячих средах от 820—850° С; отпуск проводят при 160—190° С. Твердость после термической обработки *HRC* 61—64 (допускается *HRC* 56—64 в связи с нестабильной закаливаемостью).

Вместо сталей 9ХС и ХВГ применяют сложнолегированную сталь ХВСГ. Эта сталь лучше закаливается и прокаливается. Образцы из стали ХВСГ меньших сечений (до 20 мм) закаливают с охлаждением на воздухе (*HRC* 59—60); при охлаждении в масле образцы прокаливаются насквозь в сечении до 100 мм, в горячих средах — до 75 мм. Прокаливаемость стали ХВСГ более стабильна по сравнению с прокаливаемостью стали ХВГ за счет меньшего содержания вольфрама (до 0,7—1,0%). Сталь ХВСГ чувствительна к перегреву и склонна к обезуглероживанию. Теплостойкость и распределение карбидов такие же, как и у стали 9ХС. Количество остаточного аустенита после закалки до 12—14%. Твердость в отожженном состоянии *HВ* 196—217 (отжигают при температуре 770—790° С). Закаливают детали из стали ХВСГ от 860—880° С в масле или горячих средах и отпускают при 160—180° С (*HRC* 62—64). Сталь ХВСГ используют для круглых плашек, разверток, крупных протяжек и другого режущего инструмента.

Быстрорежущие стали применяют для изготовления разнообразного режущего инструмента, работающего при высоких скоростях резания, в тяжелых условиях. Качество резцов, сверл и других инструментов зависит от качества быстрорежущей стали, правильности изготовления инструмента и его правильной термической обработки. Быстрорежущие стали являются высоколеги-

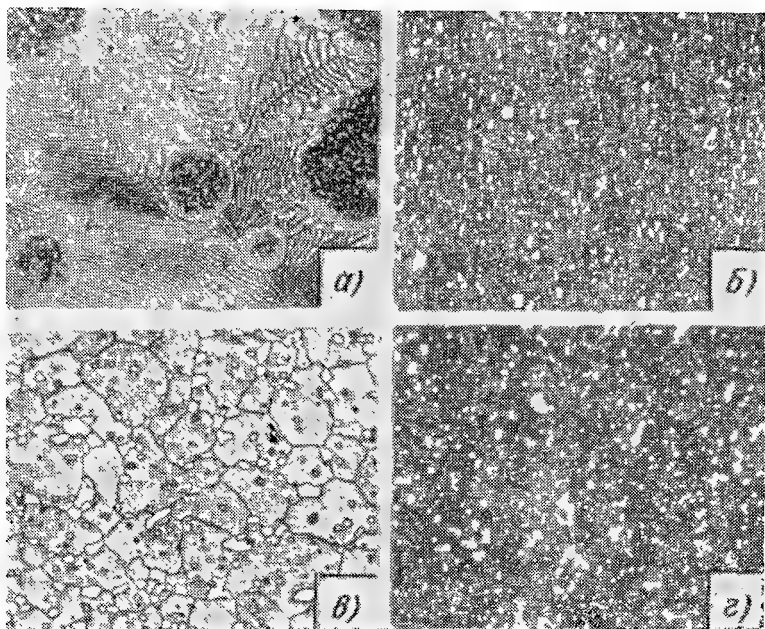


Рис. 165. Микроструктура быстрорежущей стали:

а — литая; $\times 900$; б — отожженная; в — после закалки; г — после закалки и отпуска; $\times 500$

рованными сталями и обладают высокой теплостойкостью (красно-стойкостью), т. е. способностью сохранять высокую твердость в нагретом состоянии (до $600\text{--}650^\circ\text{C}$).

Быстрорежущая сталь принадлежит к ледебуритному классу. В литом состоянии структура быстрорежущей стали состоит из ледебуритной эвтектики и продуктов распада аустенита (рис. 165, а). В литой быстрорежущей стали имеются три типа карбидов: первичные (ледебуритная эвтектика), вторичные, выделившиеся при охлаждении из аустенита, и эвтектоидные, образовавшиеся в результате перлитного превращения. Для разрушения неблагоприятной формы карбидов (ледебуритной эвтектики) и устранения хрупкости литую быстрорежущую сталь подвергают горячей обработке давлением (прокатке, ковке).

Для снижения твердости, улучшения обрабатываемости и подготовки структуры к закалке быстрорежущую сталь после прокатки (ковки) подвергают отжигу. При изотермическом отжиге сталь нагревают до $830\text{--}850^\circ\text{C}$ и после выдержки охлаждают (со скоростью $30\text{--}40^\circ\text{C/ч}$) до $720\text{--}750^\circ\text{C}$, выдерживают, охлаждают вместе с печью (со скоростью $40\text{--}50^\circ\text{C/ч}$) до $600\text{--}650^\circ\text{C}$, затем на воздухе. Твердость после отжига $HВ\ 207\text{--}255$. Микроструктура — сорбитообразный перлит и карбиды (рис. 165, б).

Для заковки быстрорежущую сталь нагревают до высоких температур, например, сталь Р18 до 1270—1300° С, сталь Р12 до 1225—1245° С, сталь Р9 до 1220—1240° С. Более высокую температуру назначают при заковке резцов, а более низкую — при заковке фасонного инструмента. Нагрев быстрорежущей стали до высоких температур необходим для возможно более полного растворения вторичных карбидов (первичные карбиды остаются вне раствора) и получения высоколегированного аустенита. Для предупреждения возникновения повышенных напряжений и возможного образования трещин при нагреве до температуры заковки инструмент подогревают до 800—850° С (в расплавленной соли), а инструмент сложной формы диаметром более 30 мм, кроме того, предварительно подогревают до 500—650° С.

Выдержка при высокой температуре незначительная, необходимая для прогрева инструмента и растворения той части карбидов, которая может быть переведена в раствор без значительного роста зерна (8—9 с на 1 мм диаметра или наименьшей толщины инструмента при нагреве в соли и 10—12 с на 1 мм при нагреве в печи).

Нагретый инструмент охлаждают: 1) в масле — инструмент простой формы, толщиной (диаметром) больше 20 мм; 2) по способу ступенчатой заковки в соляной ванне, имеющей температуру 400—500° С, с последующим после выдержки охлаждением на воздухе (кроме очень крупных или тонких и длинных инструментов); 3) на воздухе (инструмент диаметром до 5 мм).

При охлаждении (заковке) быстрорежущей стали происходит распад аустенита с образованием высоколегированного мартенсита (что обеспечивает теплостойкость), содержащего 0,4—0,5% С (что обеспечивает необходимую твердость). Но аустенит распадается не весь, часть его (25—30%) сохраняется в виде остаточного аустенита. Поэтому структура быстрорежущей стали после заковки представляет собой мартенсит, карбиды и остаточный аустенит (рис. 165, в). Твердость после заковки *HRC* 62.

После заковки быстрорежущую сталь подвергают отпуску при 550—570° С. При отпуске из мартенсита выделяются мелкодисперсные карбиды ванадия и вольфрама (дисперсионное твердение мартенсита), остаточный аустенит превращается в мартенсит, в связи с чем твердость быстрорежущей стали получается более высокой ($\sim HRC$ 64). Остаточный аустенит превращается в мартенсит не при нагреве и не во время выдержки, а во время охлаждения и не заканчивается полностью при однократном отпуске. Для более полного превращения остаточного аустенита в мартенсит проводят многократный (трехкратный) отпуск при 550—570° С (рис. 166, а) с выдержкой при каждом отпуске в течение 45—60 мин. Во избежание стабилизации остаточного аустенита отпуск необходимо проводить сразу после заковки.

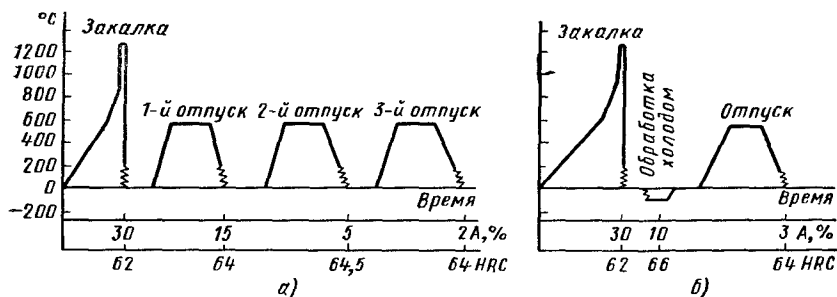


Рис. 166. Режимы термической обработки инструмента из быстрорежущей стали:
а — без обработки холодом; б — с обработкой холодом

При закалке от температур выше $1100\text{--}1150^\circ\text{C}$ точка M_K располагается ниже 0°C , поэтому для устранения остаточного аустенита быстрорежущую сталь можно (сразу после закалки) обрабатывать холодом (при температуре минус $75\text{--}80^\circ\text{C}$). В этом случае вместо трехкратного отпуска дается однократный отпуск (рис. 166, б). Микроструктура закаленной и отпущенной быстрорежущей стали состоит из мартенсита и карбидов (см. рис. 165, г).

Иногда после закалки быстрорежущая сталь получается хрупкой с грубым зернистым изломом, называемым нафталинистым. Причины образования нафталинистого излома — слишком высокая температура (выше $1050\text{--}1100^\circ\text{C}$) конца горячей обработки с небольшой степенью деформации при последнем обжатии или повторная закалка без промежуточного отжига. Устранить возникший нафталинистый излом трудно, и следы крупнозернистости полностью не устраняются даже после двух- и трехкратного отжига.

§ 2. ОКОНЧАТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Режущий инструмент в основном изготавливают из быстрорежущей стали. Высокой твердостью и теплостойкостью (красностойкостью) должна обладать только режущая часть инструмента, т. е. та часть, которая непосредственно производит работу, а хвостовая часть должна обладать только достаточной прочностью, поэтому для экономии дефицитной, дорогостоящей быстрорежущей стали инструмент диаметром $9\text{--}10$ мм и более изготавливают составным: режущую часть из быстрорежущей стали, а хвостовую часть из углеродистой стали 40, 45, Ст6 или для повышения прочности из легированной стали 40Х.

Наилучшим способом соединения быстрорежущей и углеродистой части инструмента является стыковая сварка. Сваренные заготовки помещают в печь, нагретую до $650\text{--}700^\circ\text{C}$, затем в этой же печи отжигают. Место сварки следует выбирать с учетом технико-экономических показателей, т. е. с максимальной эконо-

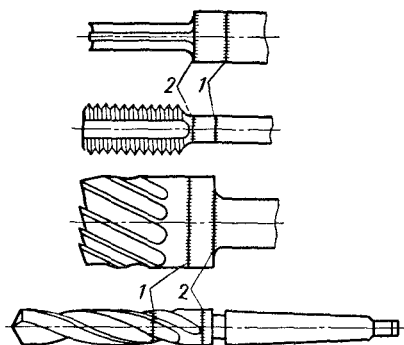


Рис. 167. Место сварки режущего инструмента:

1 — правильно; 2 — неправильно

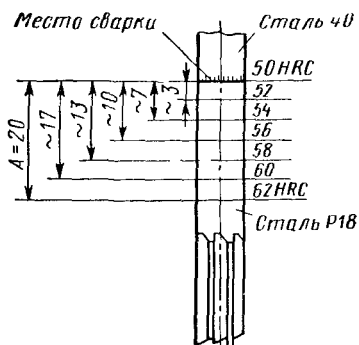


Рис. 168. Диаграмма распределения твердости в сварном режущем инструменте

мией быстрорежущей стали. Места сварки для некоторых типов инструментов приведены на рис. 167. Сваренные заготовки контролируют путем внешнего осмотра.

В соляных ваннах нагревают только часть сварного инструмента, изготовленную из быстрорежущей стали, которая должна иметь высокую твердость. Твердость в месте сварки должна быть не выше HRC 50—55, так как более высокая твердость увеличивает хрупкость инструмента.

Для получения зоны с постепенно снижающейся твердостью от рабочей части к месту сварки инструмент следует погружать в соляную ванну рабочей частью из быстрорежущей стали на расстояние A (рис. 168) от места сварки. Это расстояние зависит от размера инструмента.

Диаметр инструмента, мм	10	10—20	20—30	30—40
A , мм	22	20	18	16

Режущую и хвостовую часть составного инструмента обрабатывают по разным режимам.

Термическую обработку режущего инструмента разделяют на три стадии: 1) предварительную термическую обработку — отжиг, высокий отпуск, улучшение — для снижения твердости, улучшения обрабатываемости резанием, снятия наклепа и подготовки структуры к последующим операциям термической обработки¹; 2) окончательную термическую обработку — закалка и отпуск, формирующие эксплуатационные свойства инструмента; 3) дополнительную обработку после шлифования и заточки — цианирование, обработка паром, низкотемпературный отпуск для повышения стойкости, антикоррозионных свойств и улучшения товарного вида инструмента.

¹ Предварительная термическая обработка рассмотрена на стр. 252—256.

Закалка — основная операция термической обработки инструмента, которая определяет (вместе с отпуском) его стойкость в процессе эксплуатации. Твердость после закалки должна быть *HRC* 62—65, структура — мартенсит скрытокристаллического или мелкоигольчатого строения (наличие игольчатого мартенсита допустимо для резцов некоторых типов) и равномерно распределенные карбиды. Величина зерна аустенита при нагреве под закалку должна соответствовать 10—11-му баллу и в отдельных случаях 9-му баллу (при увеличении 400 или 500). Состав мартенсита определяется химическим составом стали и условиями закалки. Содержание углерода в мартенсите углеродистой стали составляет 0,7—0,8%, в быстрорежущей 0,3—0,5%. Теплостойкость углеродистой и легированной сталей должна быть не ниже 200—250° С, а быстрорежущей — 600—650° С. Прочность инструмента зависит от характера распределения карбидов, количества остаточного аустенита и величины напряжений, возникающих в процессе закалки.

Все перечисленные свойства инструмента зависят от режимов и условий закалки. Основные факторы, влияющие на результаты закалки: способ, температура и скорость нагрева, продолжительность выдержки при нагреве и условия охлаждения. Нагрев инструмента под закалку может проводиться в электрических печах с воздушной или нейтральной атмосферой, в печах с нефтяным и газовым обогревом, в печах-ваннах с расплавленными солями, с помощью т. в. ч. и в «кипящем слое». Наиболее распространен нагрев в печах-ваннах.

Высокая скорость нагрева в соляных печах-ваннах может вызвать значительные внутренние напряжения, деформацию и образование трещин. Поэтому рекомендуется применять ступенчатый нагрев под закалку для инструмента большого размера, сложной конфигурации из быстрорежущих и легированных сталей. Продолжительность выдержки при нагреве должна обеспечить сквозной нагрев инструмента до заданной температуры и полное завершение фазовых превращений. Время выдержки в расплавах солей может быть определено расчетным путем с учетом химического состава стали, температуры нагрева, формы и размеров инструмента или принято по данным машиностроительных и инструментальных заводов. При выборе среды охлаждения необходимо учитывать марку стали, форму и размер инструмента, требуемую структуру и твердость. Кроме того, поверхность после охлаждения должна быть чистой, без следов разъедания. Для охлаждения инструмента при закалке применяют воду и водные растворы, масла, расплавленные соли и щелочи, воздух. Воду и водные растворы применяют при закалке инструмента из углеродистой стали. Крупный инструмент рекомендуется сначала охлаждать в воде, а затем переносить в масло (при температуре начала мартенситного превращения). При охлаждении в масле значительно снижаются внутренние напряжения,

но масло в процессе работы «стареет», опасно в пожарном отношении и вызывает трудности в процессе отмывки и обезжиривания инструмента (особенно после нагрева в расплавленных солях). Поэтому его стараются заменить другими охлаждающими средами.

При ступенчатой и изотермической закалках применяют расплавы солей и щелочей. Их недостатки: изменение охлаждающей способности и жидкотекучести в процессе работы. Ниже приводится общая схема закалки инструмента из различных групп сталей.

Для инструмента из углеродистой стали: 1) подсушивание поверхности (во избежание разбрызгивания солей) при 400°C ; 2) подогрев при $600\text{--}650^{\circ}\text{C}$ (для инструмента с расчетной толщиной более 20 мм); 3) окончательный нагрев при $770\text{--}790^{\circ}\text{C}$; 4) охлаждение; инструмент с расчетной толщиной до 8 мм (метчики до 12 мм) охлаждают в расплаве солей при $160\text{--}180^{\circ}\text{C}$; инструмент с расчетной толщиной более 8 мм охлаждают до $150\text{--}200^{\circ}\text{C}$ в 5%-ном водном растворе поваренной соли, а затем переносят в масло и выдерживают до полного охлаждения.

Для инструмента из легированной стали: 1) подсушивание поверхности при 400°C ; 2) подогрев при $600\text{--}650^{\circ}\text{C}$ (для инструмента с расчетной толщиной более 20 мм); 3) окончательный нагрев (температура определяется маркой стали); 4) охлаждение; инструмент с расчетной толщиной менее 20 мм охлаждают в расплаве солей; с толщиной более 20 мм — в масле.

Для инструмента из быстрорежущей стали: 1) подсушивание поверхности при 400°C ; 2) первый подогрев при $600\text{--}650^{\circ}\text{C}$ (для инструмента с расчетной толщиной более 20 мм); 3) второй подогрев при $800\text{--}850^{\circ}\text{C}$ (обязателен для инструмента всех размеров); 4) окончательный нагрев; 5) охлаждение; длинный стержневой инструмент охлаждают в масле до $200\text{--}250^{\circ}\text{C}$ и передают на правку; остальной инструмент рекомендуется охлаждать ступенчато: до $500\text{--}550^{\circ}\text{C}$ в соляной ванне, далее на воздухе (инструмент с расчетной толщиной более 20 мм подстуживают на воздухе до $300\text{--}400^{\circ}\text{C}$, затем передают на отпуск).

После закалки инструменты промывают для удаления с их поверхности солей и частично масел. Рекомендуется осуществлять две операции: 1) промывку в растворе, состоящем из 1% NaOH (каустической соды), 0,15% Na_2SiO_3 (жидкого стекла) и воды, в течение 10—15 мин при $70\text{--}80^{\circ}\text{C}$; 2) пассивирование¹ в водном растворе NaNO_2 (2—3%) и Na_2CO_3 (0,3%) в течение 3—5 мин при $70\text{--}80^{\circ}\text{C}$.

Отпуск — конечная операция, которая уменьшает хрупкость и повышает вязкость инструмента, частично снимая внутренние

¹ Пассивирование — химическая обработка в растворе, содержащем азотистокислый натрий, при которой на поверхности инструмента образуется искусственная пленка, предохраняющая от атмосферной коррозии.

напряжения. Режим отпуска определяется химическим составом стали, требуемой твердостью и назначением инструмента. Инструмент из углеродистой и легированной сталей (У10, 9ХС, ХВГ и др.) подвергают отпуску преимущественно в жидких средах, содержащих, например, 45% NaNO_2 и 55% KNO_3 при температуре 140—200° С (чаще при 150—180° С) с последующим охлаждением на воздухе. В печах с воздушной атмосферой (даже при наличии циркуляции воздуха) стабильность свойств отпущенного инструмента не достигается.

Выдержка при отпуске инструментов из углеродистой и легированной сталей определяется температурой отпуска.

Температура отпуска, °С	Продолжительность выдержки, ч
До 140	8—12
140—150	2—4
160—170	1,5—2,5
180—200	1—2
220 и выше	40 мин — 1 ч

Для инструмента из быстрорежущей стали наиболее характерен трехкратный отпуск при 560—575° С с выдержкой по 1 ч с обязательным охлаждением после каждого отпуска на воздухе до 20° С, иначе в структуре остается неотпущенный мартенсит. Общая длительность отпуска составляет 15—24 ч, что не позволяет использовать его в единой поточной линии термической обработки инструмента. Поэтому в последнее время изыскивают режимы кратковременного отпуска при более высоких температурах до 600° С (с выдержкой 10—15 мин) с одновременным сокращением количества отпусков. Но кратковременный отпуск рекомендован для ограниченного промышленного применения в случае встраивания отпускных ванн в автоматизированные агрегаты с загрузкой инструментов в специальные приспособления в связи с возможностью понижения их твердости. Необходимым условием проведения кратковременного отпуска является контроль режима отпуска. Рекомендуемые режимы кратковременного отпуска приведены в табл. 23.

Цельный и сварной инструмент, имеющий хвостовик (HRC 30—45), для обеспечения требуемой твердости рабочей и хвостовой части подвергают различным вариантам термической обработки.

Для цельного инструмента с коротким хвостовиком применяют: а) закалку рабочей и хвостовой части (целиком), отпуск; кратковременный местный отпуск хвостовика при 500—550° С в течение 10—15 мин; б) закалку целиком с нагревом в соляной ванне в приспособлении, которое обеспечивает нагрев хвостовика до более низких температур (неполная закалка) и отпуск.

Для цельного и сварного инструмента с длинным хвостовиком с целью уменьшения деформации производят отдельную закалку и отпуск рабочей и хвостовой части.

**Рекомендуемые режимы кратковременного отпуска инструментов
с твердостью не ниже HRC 62**

Марка стали	Температура нагрева при закалке, °C	Режим отпуска (количество отпусков — два)	
		Температура нагрева, °C	Продолжительность одного отпуска, мин
P18	1275±5	580±5 600±5	30 10—15
P9	1230±5	580±5 600±5	30 10—15

* Отпуск при 600° C допускается только в автоматизированных агрегатах и линиях

После отпуска режущий инструмент подвергают гидроочистке для удаления с поверхности окалины, окислов и шлама. Гидроочистка заключается: 1) в обработке суспензией [400 г электрокорунда (Al_2O_3) и водного раствора (15 г Na_2CO_3 и 10 г $NaNO_2$ на 1 л воды)] при 15—20° C в течение 15—30 мин под давлением 5—6 кгс/см²; абразивная суспензия поступает по шлангу в форсунку, а из форсунки подается на обрабатываемый инструмент; эту операцию можно производить вручную на гидрополировальных аппаратах или на механизированных гидрополировальных установках; 2) в промывке холодной водой (15—20° C) в течение 2—3 мин; 3) в пассивировании.

Для устранения коробления инструмента, получающегося при термической обработке, его подвергают правке. В производственных условиях применяют следующие основные методы правки: 1) после закалки и отпуска в холодном состоянии; 2) после закалки и отпуска с подогревом (местным или общим) до температуры 150—600° C; 3) в горячем состоянии в процессе охлаждения; 4) релаксационную в процессе закалки и отпуска (в штампах, зажимных устройствах и т. д.).

Кривизну и биение проверяют перед началом правки, в процессе правки (кроме последнего метода) и после ее окончания. Холодной правке подвергают инструмент, имеющий или невысокую твердость (после отжига), или небольшое коробление после закалки и отпуска.

Инструмент, имеющий значительную деформацию, подвергают горячей правке с подогревом, причем температура подогрева должна быть ниже температуры отпуска стали, из которой изготовлен инструмент. Целесообразно проводить горячую правку при ступенчатой закалке или закалке в горячем масле (для сталей с низкой критической скоростью закалки). При проведении правки

в штампах инструмент нагревают до температур закалки, зажимают в штампах и интенсивно охлаждают в среде, применяемой для данной стали. Можно осуществлять правку в штампах и в процессе отпуска, причем охлаждение до температуры 20° С необходимо проводить также в штампах. Для правки применяют специальное оборудование — ручные и механические прессы.

§ 3. ДОПОЛНИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Основными операциями дополнительной обработки инструмента после шлифования и заточки для повышения режущих свойств и антикоррозионной стойкости, уменьшения внутренних напряжений и улучшения товарного вида являются: цианирование (жидкостное или газовое); обработка паром и низкотемпературный отпуск.

Цианирование повышает стойкость инструмента при резании в 1,5—2 раза. Глубина диффузионного слоя получается 0,01—0,03 мм, структура — мартенсит, карбиды и карбонитридные фазы; твердость (темнотравящейся зоны) $HV1000$ — 1100 (HRC 70—72). Не рекомендуется подвергать цианированию инструмент диаметром менее 6 мм в связи с повышением его хрупкости. Цианирование увеличивает размеры инструмента, но это увеличение незначительно (не более допустимых пределов).

Обработке в атмосфере перегретого водяного пара подвергают цельный инструмент из быстрорежущей стали и сварной, если хвостовая часть изготовлена из стали 40Х, при температуре отпуска (550—570° С).

При такой температуре в результате реакции железа с паром на поверхности инструмента образуется тонкая (0,002—0,005 мм), твердая пленка магнитной окиси железа Fe_3O_4 темно-синего цвета, имеющая большую прочность сцепления с металлом.

Режущий инструмент, обработанный в атмосфере пара, обладает следующими преимуществами: а) окисная пленка Fe_3O_4 предотвращает приваривание стружки обрабатываемого материала к инструменту в процессе резания; б) поверхность окисной пленки лучше удерживает смазочные жидкости; смазка при наличии окисной пленки уменьшает коэффициент трения между стружкой и режущей кромкой инструмента; при этом выделяется меньшее количество тепла, дольше сохраняется нормальная твердость режущей кромки, т. е. повышается стойкость инструмента (на 25—30%); в) снимаются остаточные напряжения, возникающие после шлифования и заточки; г) повышается твердость режущей кромки инструмента за счет превращения в мартенсит аустенита, образовавшегося на поверхности режущей кромки при шлифовании и заточке инструмента; д) по коррозионной стойкости инструмент, обработанный в атмосфере пара, не уступает инструменту, подвергнутому химическому оксидированию. Обработка паром не устраняет обезуглероженный слой, следы коррозии и прижоги.

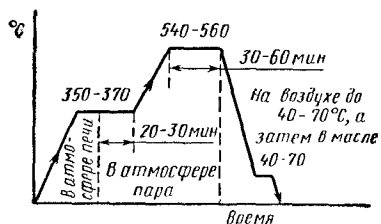
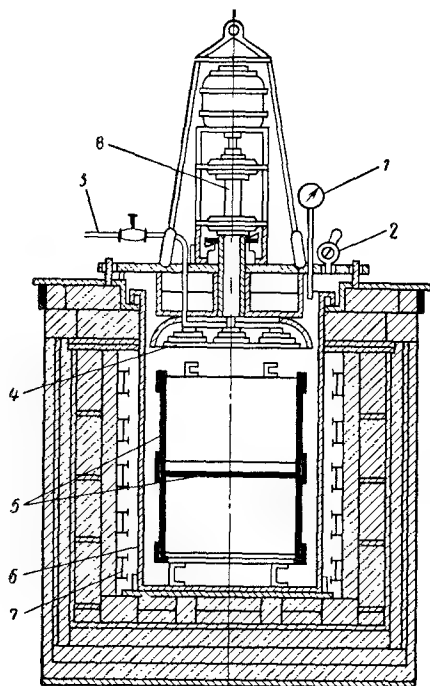


Рис. 170. Режим обработки в атмосфере пара инструмента из быстрорежущей стали после его шлифования и заточки

← Рис. 169. Схема печи типа Ц25 для обработки паром:

1 — манометр; 2 — запасной клапан; 3 — паропровод; 4 — пароперегреватель; 5 — загрузочные корзины; 6 — контейнер; 7 — нагреватели; 8 — вентилятор

в водном растворе NaNO_2 (1,5%) и Na_2CO_3 (0,3%) при 70—90°С. Последующая просушка не требуется, так как инструмент высыхает вследствие аккумуляции тепла.

Обработку паром режущего инструмента из быстрорежущей стали проводят в процессе многократного отпуска после закалки или после шлифования и заточки. При отпуске в атмосфере пара инструмент (чистый и сухой) загружают в корзины в печь, нагретую до 350—360°С, и выдерживают при этой температуре (в воздушной среде) до полного нагрева садки (30 мин — 1 ч). Затем в печь подается сухой пар, перегретый примерно до 300—400°С, в течение 20—30 мин для вытеснения воздуха, а затем температуру повышают до 530—570°С. Во время выдержки в течение 1 ч избыточное давление пара должно находиться в пределах 0,1—0,3 кгс/см². Отпуск проводят трехкратный. После последнего отпуска инструмент охлаждают сначала на воздухе до 50—70°С, а затем (для повышения коррозионной стойкости) в масле, подогретом до 40—50°С. После отпуска в атмосфере пара очистка инструмента не требуется. Обработка паром готового инструмента после шлифования и заточки проводится по режиму, приведенному на рис. 170.

Низкотемпературный отпуск проводят для снятия напряжений после шлифования и заточки без снижения твердости, а также

повышения стойкости инструмента при резании. Режимы дополнительного отпуска режущего инструмента: из углеродистой и легированной стали — при 140—160° С, выдержка 0,5—2 ч (после прогрева); из быстрорежущей стали — при 240—260° С, выдержка 1—4 ч (после прогрева) или при 450—480° С, выдержка 1—2 ч (при повышенной хрупкости инструмента).

§ 4. КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА

В процессе термической обработки режущего инструмента осуществляют операционный и окончательный контроль. Операционный контроль состоит из наблюдения за выполнением режимов термической обработки и периодической проверки качества заготовок и инструмента (твердости, микроструктуры, количества остаточного аустенита, поверхностных дефектов и др.). Окончательный контроль осуществляется после проведения всех операций термической обработки, правки, очистки и т. д.

Основным видом операционного контроля при предварительной термической обработке режущего инструмента (отжиге, высоком отпуске, улучшении и др.) является контроль температуры и времени выдержки. После предварительной термической обработки контролируют твердость, микроструктуру, прочность сварного шва (составного инструмента). При выполнении операций окончательной термической обработки (закалки, отпуска и др.) контролируют: отсутствие обезуглероживающего действия соляных ванн для подогрева и окончательного нагрева инструмента под закалку; температуру ванн нагрева, охлаждающих сред, ванн и печей для отпуска; продолжительность выдержки при нагреве под закалку и при отпуске.

Для определения качества инструмента контролируют твердость; микроструктуру или макроструктуру (излом), теплостойкость (красностойкость) и качество отпуска (для быстрорежущей стали), наружные дефекты (оплавление, разъедание, трещины и сколы) и отклонение от прямолинейности (биение или кривизну).

Обезуглероживающее действие соляных ванн контролируют методом фольги: образцы ленты шириной 30—35 мм и длиной 80—100 мм из сталей У13 или 13Х нагревают в ваннах при рабочей температуре (при 1280° С выдержка 1 мин, при 870° С выдержка 10 мин); далее охлаждают в воде, дробят в порошок и определяют содержание углерода химическим анализом. Допустимая потеря углерода (от исходного содержания) для среднетемпературных ванн до 0,1%, для высокотемпературных ванн — до 0,3%. Микроструктуру проверяют выборочно (3—5% деталей от партии): после закалки — для проверки правильности принятого режима; после цианирования — для проверки глубины слоя и контроля проведенного режима. Твердость инструмента измеряют по Роквеллу с нагрузкой 150 кгс (выборочно — после закалки) или на-

пильником, тарированным по эталону с твердостью *HRC* 62 (100% — после отпуска).

Качество отпуска инструмента из быстрорежущей стали проверяют магнитным методом или по микроструктуре. Наличие слаботравящихся участков мартенсита и аустенита свидетельствует о недоотпуске.

Теплостойкость (красностойкость) быстрорежущей стали определяют сопоставлением твердостей после закалки и отпуска и дополнительного нагрева до $620 \pm 5^\circ \text{C}$ (с выдержкой в течение 4 ч и охлаждением на воздухе). Поверхностные дефекты контролируют визуально, иногда с помощью лупы с увеличением в 2—7 раз. Искривление плоского инструмента проверяют на плите, хвостового инструмента (имеющего центровые отверстия) — с помощью индикатора в центрах. Прочность сварного шва определяют пробой на отбой. Товарный вид инструмента (качество очистки) проверяют визуально сравнением с эталонами.

§ 5. БРАК И МЕРЫ ЕГО УСТРАНЕНИЯ

При предварительной термической обработке встречаются следующие виды брака: повышенная твердость — результат возрастания температуры, увеличения времени нагрева, несоблюдения заданной скорости нагрева или охлаждения. Для исправления этого брака проводят повторно отжиг или высокий отпуск по оптимальному режиму. Для устранения карбидной сетки, полученной в результате повышения температуры и замедленного охлаждения в интервале температур $A_{cm} - A_{c1}$, проводят нормализацию с последующим отжигом (с соблюдением его режима). Для предохранения от окисления и обезуглероживания необходимо осуществлять предварительную термическую обработку в печах с защитной атмосферой.

Значительное повышение температуры может вызвать также науглероживание поверхности заготовок: беспорядочная загрузка приводит к повышенной кривизне заготовок под действием их веса и температуры.

При закалке появляются следующие наиболее характерные виды брака. Пониженная твердость инструмента и «мягкие пятна» на его поверхности — результат низкой температуры, недостаточной выдержки, замедленного охлаждения, загрязнения охлаждающих ванн и обезуглероживания.

Перегрев приводит к росту зерна, получению крупноигольчатого мартенсита, что вызывает хрупкость и снижает прочность инструмента: для предупреждения перегрева необходимо соблюдать установленный режим закалки. Устраняют перегрев отжигом, а в случае сильного перегрева проводят нормализацию, а затем отжиг.

Оплавление происходит в результате общего или местного нагрева выше температуры плавления стали. Причинами опла-

ления являются соприкосновение инструмента с электродами соляной ванны (местное оплавление), повышение температуры ванны выше точки плавления стали (общее оплавление), науглероживание инструмента при отжиге перед повторной закалкой. Для инструмента из быстрорежущей стали оплавление характеризуется наличием ледебуритной эвтектики и считается окончательным браком.

Пониженная теплостойкость (красностойкость) инструмента связана с недостаточным насыщением твердого раствора углеродом и легирующими элементами в связи с пониженной температурой и недостаточной выдержкой при нагреве под закалку.

Деформация (коробление) приводит к значительной кривизне инструмента (особенно хвостового), вызываемой интенсивным и неравномерным нагревом и охлаждением и неправильным способом погружения в нагревающие и охлаждающие среды. Кривизну инструмента исправляют правкой.

Трещины — неисправимый и потому наиболее опасный вид брака. Равномерный и постепенный (ступенчатый) нагрев и охлаждение, соблюдение режимов закалки, защита от обезуглероживания, придание инструменту формы, технологичной для закалки, предупреждают появление трещин.

Разъедание поверхности инструмента вызывается плохой промывкой инструмента после закалки, недостаточной очисткой соляных ванн от продуктов раскисления и налипанием на инструмент частиц раскислителя, охлаждением инструмента в загрязненных расплавах селитры или на приспособлениях, на которых инструмент нагревали в высокотемпературной ванне.

Обезуглероживание поверхности инструмента происходит при недостаточном раскислении соляных ванн для нагрева или накопления осадков на дне ванн.

Нафталинистый излом — результат неудовлетворительного отжига перед повторной закалкой или нарушения режима горячей пластической деформации.

Виды брака при отпуске:

1) понижение твердости при высокой температуре и длительной выдержке;

2) хрупкость инструмента (из углеродистых и легированных сталей) в результате пониженной температуры или недостаточной выдержки при отпуске;

3) повышенное количество остаточного аустенита в быстрорежущей стали при понижении температуры, сокращении длительности отпуска или числа отпусков, а также неполном охлаждении между отпусками;

4) разъедание поверхности инструмента; при отпуске в печах с воздушной атмосферой в результате плохой промывки после закалки; при отпуске в селитре — из-за загрязнения селитры;

5) искривление при отпуске вызывается беспорядочной загрузкой инструмента в корзины.

Для экономии дефицитной дорогостоящей быстрорежущей стали резцы (за исключением дисковых фасонных резцов) изготовляют составными, из двух частей: для режущей части используют быстрорежущую сталь, а для державки — углеродистую сталь марок 40, 45, Ст6. Твердую режущую часть из быстрорежущей стали прочно соединяют с державкой из углеродистой стали путем сварки или наварки.

Наварной резец имеет державку из углеродистой стали и пластинки из быстрорежущей стали. Соответствующую конфигурацию державке придают кузнечной обработкой. Место под пластинку обрабатывают на фрезерном или строгальном станке и слегка зачищают.

Для наварки пластинок на державку применяют сварочные порошки различного состава (75—80% ферромарганца и 20—25% обезвоженной буры или толченого стекла, или 60—65% ферромарганца, 15—20% меди и 20—25% обезвоженной буры). Основной составляющей сварочного порошка является ферромарганец, температура плавления которого (1250—1260° С) мало изменяется с изменением концентрации марганца и железа. Марганец с железом образует твердые растворы. Буру или толченное стекло добавляют в сварочный порошок для предохранения поверхности металла от окисления и обезуглероживания при наварке. Сварочный порошок с ферромарганцем и бурой (температурой плавления 1250—1260° С) применим для наварки пластинок из стали типа Р18. Для снижения температуры плавления ферромарганца в состав сварочного порошка добавляют медь в количестве 15—20%. Температура плавления сварочного порошка, содержащего 20% Cu, равна 1170—1180° С.

Пластинку наваривают на державку в специальных очковых печах, имеющих две камеры — подогревательную с несколькими очками и для окончательного нагрева с одним очком. Температура подогрева 800—850° С, окончательного нагрева 1280—1300° С (для стали Р18). После наварки резцы можно сразу охлаждать (закаливать) в масле с последующим трехкратным отпуском при 550—570° С.

Закалка после наварки значительно сокращает цикл термической обработки, но при этом режиме высокое качество получается только при строгом соблюдении технологии подготовительных операций.

При недостаточно точной форме пластинки и плохой подгонке ее к гнезду державки приходится в дальнейшем снимать большой слой металла; при этом неизбежны сильный разогрев и снижение твердости закаленного резца иногда до *HRC* 58—60, что снижает стойкость на 30—40%, кроме того, температура в очковой печи при наварке обычно точно не контролируется и пластинка не нагревается до оптимальной температуры закалки.

Более качественные резцы получаются после обработки по более сложному режиму. После наварки резцы медленно охлаждают в золе (песке), затем отжигают при 870°C с выдержкой 2—4 ч с последующим охлаждением со скоростью не более $30^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ до 550°C ; дальнейшее охлаждение на воздухе. Отожженные резцы предварительно затачивают и после устранения дефектов подгонки пластинки закаливают, отпускают (по режиму быстрорежущей стали) и окончательно затачивают (доводят). Температуру при закалке контролируют более точно, чем при наварке. Зона закалки наварных резцов равна длине пластинки плюс 10—15 мм.

После наварки и отжига контролируют прочность наварки и твердость. Наварной шов должен быть плотным, без раковин и пустот. После термической обработки наварных резцов контролируют твердость, микроструктуру, качество отпуска, теплоустойчивость (красностойкость), наружные дефекты и качество очистки.

Для исправления структуры в зоне сварного шва и снижения твердости сварные резцы подвергают отжигу (с непрерывным охлаждением или изотермическому). Для ускорения отжига резцы целесообразно сразу после сварки помещать в печь, нагретую до $650\text{—}700^{\circ}\text{C}$ (использовать тепло сварки), и в этой же печи производить отжиг. Горячие резцы трудно уложить в определенном порядке, и поэтому происходит их коробление. При таком отжиге не удастся использовать весь полезный объем печи. Поэтому резцы после сварки рекомендуется охлаждать в сборниках до температуры 20°C , затем плотно упаковывать в контейнеры в вертикальном положении и помещать в печь для отжига. Такой вариант обработки увеличивает трудоемкость и себестоимость отжига, но обеспечивает высокое качество сварных резцов.

Для закалки резцы нагревают в соляной ванне до $1280\text{—}1290^{\circ}\text{C}$ (с двумя подогревами) и охлаждают в соляной ванне, имеющей температуру $500\text{—}550^{\circ}\text{C}$ (ступенчатая закалка). Зона закалки сварных резцов должна быть на 10—15 мм ниже сварного шва.

Трехкратный отпуск сварных резцов после закалки при температуре $550\text{—}570^{\circ}\text{C}$ рекомендуется проводить в расплавах солей. Твердость рабочей части резцов после термической обработки должна быть *HRC* 62—65.

Дисковые фасонные резцы (однозубые и многозубые) изготовляют цельными из быстрорежущей стали. Круглые резцы нагревают в соляных ваннах в подвешенном состоянии. Сначала резцы подогревают при $800\text{—}850^{\circ}\text{C}$ и нагревают до температуры закалки $1270\text{—}1290^{\circ}\text{C}$ (для стали Р18). После выдержки резцы охлаждают в масле или в соляной ванне, имеющей температуру $500\text{—}550^{\circ}\text{C}$, где выдерживают до выравнивания с температурой соляной ванны и затем охлаждают на воздухе. После промывки в 10%-ном содовом растворе при $80\text{—}90^{\circ}\text{C}$ резцы подвергают двух- или трехкратному отпуску при $550\text{—}570^{\circ}\text{C}$ в шахтных печах

с принудительной циркуляцией воздуха. После отпуска резцы очищают металлическим песком и контролируют твердость; твердость должна быть *HRC* 62—65.

§ 7. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВЕРЛ

Наиболее распространены спиральные сверла, которые представляют собой круглый стальной стержень с двумя спиральными канавками по всей длине режущей части. Торец сверла заточен под углом и образует две конические поверхности, являющиеся двумя режущими кромками.

Для изготовления сверл применяют легированную и быстрорежущую стали. Сверлами из легированной стали обрабатывают детали из мягких материалов с небольшой скоростью, а из быстрорежущей стали обрабатывают детали с большой скоростью.

Процесс сверления отличается от других видов резания металла. При сверлении приходится просверливать отверстия в сплошном металле. Сверла должны обладать высокой твердостью, а при работе в тяжелых условиях с большой скоростью — теплостойкостью. Сверла работают нижней, заостренной частью, и поэтому рабочая часть должна быть твердой, а хвостовая часть — прочной и вязкой. Рабочую и хвостовую части сверла из легированной стали обрабатывают по различным режимам, а сверла из быстрорежущей стали изготавливают составными (сварными) — рабочая часть — из быстрорежущей стали, а хвостовая — из углеродистой стали 45 или Ст6.

Удобнее всего нагревать сверла в соляных ваннах; нагревается только нарезная часть сверла, которая после закалки должна иметь высокую твердость. Для удобства выполнения и ускорения операции закалки сверл применяют специальные приспособления (рис. 171).

Сверла из стали 9ХС с длинными хвостовиками сначала подвергают операции улучшения хвостовика. Для этого хвостовик нагревают до 840—860° С, охлаждают в масле и отпускают при 450—500° С. Закалку рабочей части сверл проводят в приспособлении погружением рабочей части сверла в соляную ванну. Температура нагрева 850—870° С. Сверла с расчетной толщиной более 20 мм предварительно подогревают при 600—650° С.

Для уменьшения коробления (от неравномерного охлаждения) сверла при охлаждении погружают в закалочную ванну в вертикальном положении. Сверла с расчетной толщиной до 20 мм охлаждают в соляной ванне с температурой 150—180° С и после выравнивания температуры охлаждают на воздухе. Более крупные сверла охлаждают в масле.

После закалки выборочно контролируют твердость и сверла промывают в подогретом щелочном или содовом растворе. Отпуск сверл проводят в масляных или соляных ваннах или в печах с принудительной циркуляцией воздуха. Температура отпуска

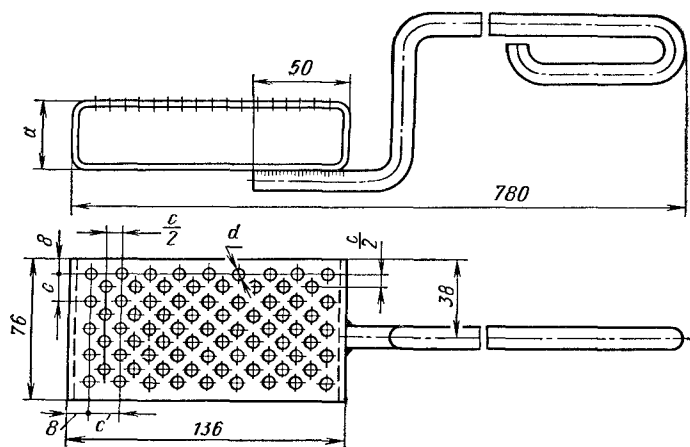


Рис. 171. Приспособление для закалки сверл

Диаметр сверла	<i>a</i>	<i>d</i>	<i>c</i>
мм			
0,5—1,4	15	3	6
1,5—3	30	5	10

160—180° С. После отпуска сверла промывают, правят и определяют их биение и твердость. Рабочая часть сверла должна иметь твердость *HRC* 61—64.

На некоторых заводах используют следующий вариант термической обработки сверл: закалка и отпуск рабочей части (по режиму для стали 9ХС), закалка хвостовика с помощью т. в. ч. при 820—870° С с самоотпуском (350—450° С) до твердости *HRC* 35—50.

При нагреве сварных сверл из быстрорежущей стали применяют ступенчатый режим: сначала сверла подогревают до 600—650° С в первой соляной ванне, затем их переносят во вторую ванну, где подогревают до 800—850° С, и после двойного подогрева помещают в третью ванну для окончательного нагрева до температуры закалки (для стали Р18 1270—1290° С).

После выдержки при температуре закалки сверла охлаждают в масле с температурой 90—140° С до температуры 200—250° С или в соляной ванне до 500—550° С с последующим охлаждением на воздухе. Сверла, закаленные в масле, подвергают правке в горячем состоянии, а затем промывают в подогретом щелочном или содовом растворе. Сверла, охлажденные в расплаве солей, после охлаждения на воздухе промывают, а затем подвергают правке. Отпуск сверл проводят в шахтных печах с принудитель-

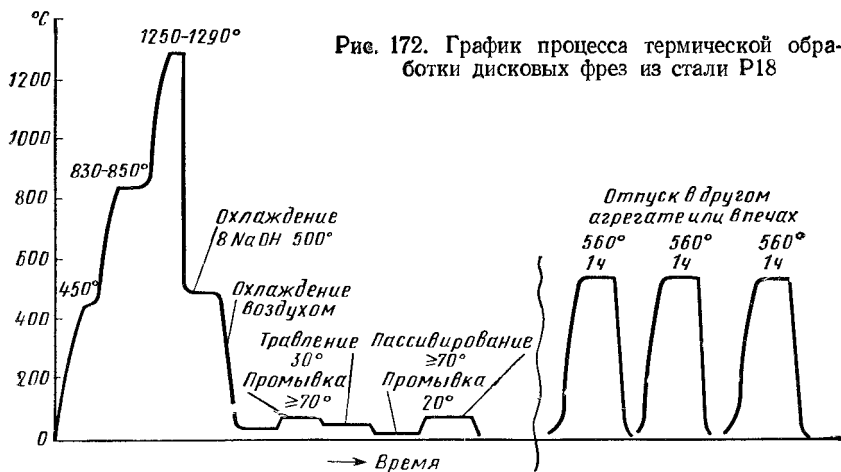
ной циркуляцией воздуха при 550—570° С. Затем следует операция улучшения хвостовика. Для этого хвостовую часть погружают в соляную ванну, нагретую до 820—840° С, и после выдержки охлаждают в 5%-ном водном растворе NaCl до 150—200° С, затем на воздухе. После закалки хвостовик отпускают в соляной ванне при 450—500° С. Затем контролируют биение и твердость сверл. Твердость рабочей части сверл диаметром до 5 мм должна быть *HRC* 62—64, при диаметре более 5 мм *HRC* 62—65; твердость хвостовика *HRC* 30—45. После правильно проведенной термической обработки рабочая часть сверла должна иметь структуру мартенсита с равномерно распределенными мелкими и средней величины карбидами.

Для улучшения режущих свойств и повышения стойкости после окончательного шлифования сверла целесообразно подвергать цианированию при 550—570° С с последующей очисткой и дополнительным контролем хрупкости, глубины и твердости цианированного слоя.

На заводе «Фрезер» процесс термической обработки сверл из быстрорежущей стали осуществляется на автоматическом агрегате и состоит из следующих операций: 1) первый подогрев при 400—600° С в газовой шахтной печи; 2) второй подогрев при 830—850° С в соляной электродной ванне; 3) нагрев в хлорбариевой ванне (для стали Р18 температура 1250—1290° С, для стали Р9 температура 1220—1250° С); 4) охлаждение в щелочной ванне (450—550° С); 5) подстуживание до 70° С с принудительным дутьем; 6) промывка в горячей проточной воде (температура воды не ниже 70° С); 7) травление и промывка в 10%-ном водном растворе соляной кислоты при 30° С (для уменьшения шероховатости поверхности сверл); 8) промывка в холодной проточной воде; 9) пассивирование при температуре не ниже 70° С (для повышения коррозионной стойкости). Затем сверла поступают в другой агрегат, где подвергаются трехкратному отпуску при 560° С по 1 ч и очистке. При термической обработке сверл на автоматическом агрегате сокращается производственный цикл, повышается производительность труда, улучшается качество сверл.

§ 8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ФРЕЗ

Фрезы изготовляют из быстрорежущих Р18, Р12, Р9 и легированных 9ХС, ХВГ сталей. По конфигурации и условиям работы различают фрезы: 1) у которых рабочая часть расположена по всей высоте, и, следовательно, их необходимо полностью закалять с получением высокой твердости; к таким фрезам относятся червячные, цилиндрические, торцовые, насадные и дисковые, пазовые, отрезные (пилы круглые) и подрезные (шлицевые), полукруглые выпуклые и вогнутые; 2) имеющие рабочую и хвостовую части (концевые, шпоночные, для станочных Т-образных пазов); концевые и шпоночные фрезы диаметром более 10 мм изготовляют



составными (сварными): рабочая часть — из быстрорежущей стали, хвостовая часть — из углеродистой стали.

К фрезам первой группы относятся дисковые фрезы из стали P18, которые обрабатываются по режиму, приведенному на рис. 172.

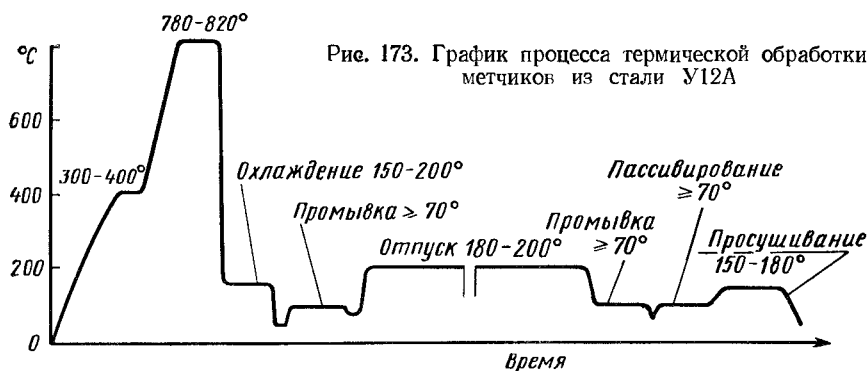
Дисковые прорезные и отрезные фрезы большого диаметра и малой толщины при нагреве могут деформироваться под влиянием собственной массы, и поэтому их следует нагревать в вертикальном положении на оправке. Охлаждать прорезные и отрезные фрезы целесообразно в специальном прессе для закалки в штампах с охлаждающимися рабочими поверхностями. При закалке цилиндрические фрезы погружают в охлаждающую жидкость в вертикальном положении на специальном приспособлении. Червячные фрезы охлаждают в горизонтальном положении. Процесс термической обработки фрез второй группы в основном такой же, как и сварных сверл.

§ 9. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТЧИКОВ

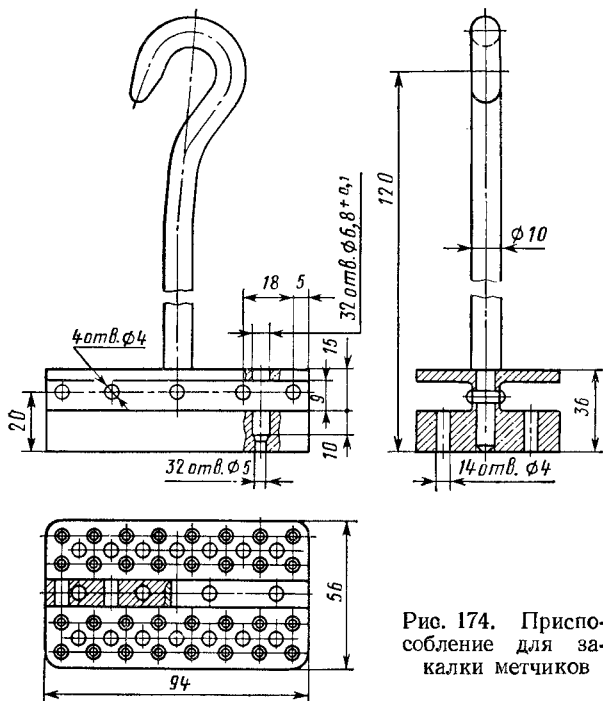
Метчики служат для нарезания черновой, промежуточной и чистой внутренних резьб.

Точность резьбы, нарезаемой метчиком, зависит от термической обработки. При термической обработке изменяются диаметр, и шаг метчиков. Режущие свойства метчиков и способность их противостоять нагрузкам от сил резания зависят от твердости режущей части при сохранении вязкой сердцевины. Поэтому для уменьшения деформации и получения высокого качества метчики не должны иметь сквозную закалку по всему сечению.

Метчики изготовляют из инструментальной углеродистой стали У12А (ручные) и из быстрорежущих сталей P18 и P9 (руч-



ные, машинные и гаечные). Метчики диаметром более 9 мм изготовляют составными (сварными) — режущая часть из быстрорежущей стали, хвостовая часть из сталей 40, 45, Ст6. Термическая обработка сварных метчиков аналогична термической обработке сварных сверл.



метчиков диаметром до 10—12 мм. Схема технологического процесса термической обработки метчиков из стали У12А приведена на рис. 173.

Для получения разной твердости рабочей части (*HRC* 60—62) и квадрата (*HRC* 30—45) метчика на заводе «Фрезер» применяют специальное приспособление (рис. 174) — чугунную колодку с двумя полками.

Метчики устанавливают в приспособление и нагревают в ванне целиком рабочей частью вверх. Затем нагретые метчики погружают (в том же приспособлении) в щелочную охлаждающую ванну при 150—200° С. Квадрат метчика, находящийся в чугунной колодке, охлаждается с меньшей скоростью, чем рабочая часть, и получает неполную закалку.

В результате использования автоматических агрегатов производственный цикл термической обработки был сокращен в несколько раз, повысилась производительность труда, высвобождены производственные площади, уменьшен брак. На некоторых машиностроительных заводах успешно внедряют закалку метчиков с индукционным нагревом на специальных автоматах.

§ 10. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПРОТЯЖЕК

Протяжки представляют собой стержень, на значительной длине которого расположены зубья. Каждый отдельный зуб круглой, плоской или фасонной протяжки является самостоятельным резцом. Протяжки изготовляют из быстрорежущих сталей или из легированной стали ХВГ. Для экономии быстрорежущей стали хвостовую часть протяжек диаметром более 10 мм делают из стали 40Х и сваривают с рабочей частью.

Протяжка является сложным, дорогостоящим инструментом. Поэтому к качеству материала протяжек предъявляются повышенные требования в отношении загрязнения неметаллическими включениями, наличия карбидной ликвации и полосчатости. Контролируют не только химический состав и макроструктуру прутков, но также и микроструктуру.

Протяжки следует нагревать в вертикальном положении. При горизонтальном расположении протяжка во время нагрева прогибается, что усложняет ее правку. Длинные протяжки (более 300 мм) нагревают висячем положении в шахтных электропечах; протяжки небольших размеров — в соляных ваннах. Длинные протяжки охлаждают в масле; протяжки небольшой длины — в соляной ванне.

Протяжки из быстрорежущей стали Р18 нагревают (в вертикальном положении) при 600—650 и затем при 800—850° С. После второго подогрева для предупреждения от возможного обезуглероживания протяжки посыпают бурой и нагревают до температуры закалки 1270—1290° С. После выдержки протяжки в вертикальном положении охлаждают в масле до 250—200° С и под-

вергают правке в горячем состоянии под прессом с последующим охлаждением на воздухе. После правки протяжки промывают в 10%-ном содовом растворе и подвергают трехкратному отпуску при 550—570° С.

Длинные протяжки после каждого отпуска правят в горячем состоянии в прессах с последующим охлаждением на воздухе до температуры 20° С. Затем улучшают хвостовик. Если протяжка изготовлена цельная, то хвостовик нагревают до 820—840° С в соляной ванне с последующим охлаждением в песке или масле. На ряде заводов широко применяют закалку хвостовой части с индукционным нагревом при 900—950° С и охлаждением в масле с температурой 20—60° С. После улучшения хвостовика протяжки очищают металлическим песком, и если коробление протяжек превышает допустимые нормы, их подвергают правке под прессом с местным подогревом газовой горелкой или паяльной лампой до температуры, не превышающей 550° С. Заключительная операция термической обработки цельных протяжек из быстрорежущей стали (после шлифования) — низкотемпературный отпуск для снятия напряжений при 250° С с выдержкой 1—2 ч и охлаждением на воздухе.

После термической обработки контролируют радиальное бие-ние и отклонение от прямолинейности протяжек (100%). Твердость протяжек после термической обработки должна быть: рабочей части *HRC* 62—65, хвостовой *HRC* 40—47.

Протяжки из легированной стали ХВГ изготавливают цельными. До температуры закалки (840—860° С) протяжки нагревают с подогревом до 600—650° С, охлаждают в масле (до 150—200° С и правят в горячем состоянии) или соляной ванне с температурой 160—180° С, отпускают при 180—200° С. Закаливают хвостовую часть нагревом с помощью т. в. ч. (820—870° С) и охлаждением на воздухе. Твердость протяжек после термической обработки: рабочей части *HRC* 62—65, хвостовой *HRC* 40—47.

§ 11. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КРУГЛЫХ ПЛАШЕК

Плашки изготавливают: круглые — из сталей 9ХС, Р6М3, Р12, для нарезания метрических резьб — из сталей У11А, У12А. Отличительной особенностью круглых плашек от другого режущего инструмента является расположение у них режущих кромок. У большинства режущего инструмента режущая кромка расположена на поверхности, а у круглых плашек — внутри. Поэтому в прутках, из которых изготавливают круглые плашки, не должно быть усадочной рыхлости, пористости, карбидной ликвации и строчечного расположения карбидов.

Нагревать плашки лучше в соляных ваннах на специальных подвесках (рис. 175). Плашки из углеродистой стали высотой более 8 мм охлаждают в воде до 200—150° С с быстрым переносом в масло, а плашки из легированной стали высотой более 20 мм

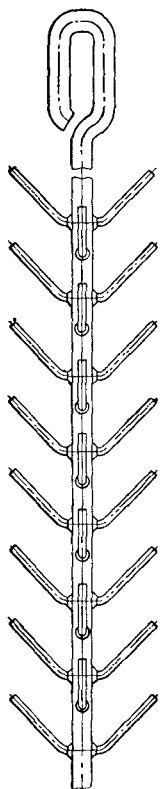


Рис. 175. Приспособление для закалки плашек

охлаждают в масле. Для плашек из углеродистой стали высотой до 8 мм и из легированной стали высотой до 20 мм применяют ступенчатую закалку с охлаждением в горячих средах при 150—180° С. После выравнивания температуры плашки охлаждают на воздухе.

После термической обработки плашки должны иметь более высокую вязкость по сравнению с другими режущими инструментами. Поэтому после закалки и промывки плашки подвергают отпуску при 200—220° С (для сталей У12А, 9ХС). Для более полного снятия внутренних напряжений проводят длительный отпуск плашек (в течение 3 ч), твердость плашек после закалки и отпуска *HRC* 58—62. Иногда осуществляют дополнительный отпуск перемычек плашек при 500—600° С (нагрев с помощью т. в. ч. с получением твердости перемычек *HRC* 30—45).

Для термической обработки круглых плашек на заводе «Фрезер» разработана и внедрена автоматическая линия. В качестве охлаждающей среды вместо селитры и масла используют расплавленную щелочь, что позволяет получить светлую поверхность инструмента.

Процесс термической обработки круглых плашек из стали 9ХС состоит из следующих операций: 1) обезжиривание; 2) промывка в проточной воде при температуре не ниже 60° С; 3) нагрев в шахтной электропечи до 350—400° С; 4) нагрев под закалку в соляной ванне при 850—870° С; 5) охлаждение в щелочной ванне

при 180—200° С; 6) подстуживание на воздухе до 100° С; 7) промывка в горячей проточной воде при 80—90° С; 8) пассивирование при температуре не ниже 60° С; 9) отпуск при 180—200° С в электрошахтной печи.

Автоматическая линия имеет несколько ванн и печей, которые расположены последовательно и в которых плашки перемещаются в кассетах. Кассеты передаются из одной ванны в другую специальными перебрасывающими устройствами. Во время нагрева и охлаждения плашки не касаются друг друга, что обеспечивает равномерность нагрева и их минимальную деформацию.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА В ХОЛОДНОМ И ГОРЯЧЕМ СОСТОЯНИИ И ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

§ 1. СТАЛИ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТА ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

К инструменту, деформирующему металл в холодном состоянии, относятся вытяжные, вырезные, гибочные, формовочные, высадочные штампы, дыропробивные пуансоны, обрезающие матрицы, ножи для резки материалов, волоочильные доски и фильеры, ролики для накатки резьбы и др., т. е. инструмент, изменяющий форму материала без снятия стружки.

Инструмент холодного деформирования работает в условиях повышенного износа, при различном характере нагружения (плавное и ударное), значительных нагрузках до 220—250 кгс/мм² (2200—2500 МН/м²) и более, при нагреве (до 100°С и выше) и резких перепадах температур (до 80—90°С), т. е. находится в сложно-напряженном состоянии. Поэтому данный инструмент должен обладать высокой твердостью и износостойкостью, достаточной вязкостью и малой деформируемостью при закалке, высоким сопротивлением пластической деформации и хрупкому разрушению, достаточной прокаливаемостью и теплостойкостью; на него не должен налипать металл. Малая деформируемость при закалке необходима для инструмента сложной формы.

Налипание листового металла на зеркало штампа приводит к появлению задиров на штампуемых деталях и к быстрому износу штампа из-за его частого шлифования. Высокая твердость и износостойкость необходимы для того, чтобы инструмент не изменял своей формы в процессе деформирования. Особенно высокой износостойкостью должен обладать инструмент, работающий с большим износом, например вытяжные и высадочные штампы, волоочильные фильеры и др.

На износостойкость инструмента влияет структура. Предпочтительнее иметь структуру мартенсита скрытокристаллического строения (закалка на мелкое зерно 11—10-го балла). При наличии игольчатого мартенсита износостойкость снижается из-за быстрого выкрашивания рабочих поверхностей. Повышенное содержание остаточного аустенита (даже при снижении твердости до *HRC* 54—58) повышает износостойкость в связи с его превращением в процессе работы в мартенсит, который распределяется в вязкой аустенитной структуре поверхностного слоя. Если поверхность штампа должна иметь высокую твердость, то аустенит допустим в количестве, не снижающем твердости. Для штампов, работающих в условиях умеренных давлений, оптимальное содержание

аустенита в структуре составляет 15—20%; при низких давлениях — до 50—70%.

Присутствие аустенита приводит к нестабильности размеров и ухудшает шлифуемость. Большое влияние на износостойкость, особенно в условиях абразивного износа, оказывает и карбидная фаза, имеющая высокую твердость (например, твердость карбидов ванадия — до *HV* 1900—2000).

Количество карбидов в закаленной и отпущенной стали определяется прежде всего химическим составом (в стали У12А 11—13%, в стали Х12М 18—20%). В условиях ударного и ударно-абразивного износа при отсутствии значительных давлений износостойкость определяется не только твердостью, но и вязкостью стали, так как недостаточная вязкость снижает износостойкость в связи с выкрашиванием и сколами. Поэтому необходимо иметь определенное соотношение твердости и вязкости, чтобы обеспечить требуемую износостойкость.

Высокая вязкость особенно нужна для инструмента, работающего с ударной нагрузкой (дыропробивные пуансоны, обрезные матрицы и др.). Вязкость штамповых сталей зависит от особенностей структуры (величины зерна, количества, размеров и распределения карбидов), содержания углерода и твердости. Значительно возрастает вязкость при увеличении в структуре количества остаточного аустенита (закалка на вторичную твердость, обработка холодом понижают вязкость). Наличие мелкого зерна (11-го балла) при твердости *HRC* 60—62 повышает вязкость на 30—40% (по сравнению с зерном 9-го балла). Карбидная неоднородность 1—3-го балла при одинаковых величине зерна и твердости обеспечивает повышение вязкости на 50—80% (по сравнению с карбидной неоднородностью 5—6-го балла).

С увеличением в стали содержания углерода и повышением твердости вязкость понижается, а прочность возрастает. Поэтому для изготовления штампов, работающих при значительных динамических нагрузках, необходимо применять стали с содержанием углерода 0,5—0,7% и снижать твердость до *HRC* 55—58 (в отдельных случаях до *HRC* 50—52). Значительное повышение вязкости таких сталей (почти в 2 раза) достигается применением изотермической закалки (структура: бейнит и 10—20% остаточного аустенита) вместо непрерывного охлаждения в масле и последующего отпуска до твердости *HRC* 52—55.

Стойкость рабочих поверхностей штампа зависит и от температурных условий в процессе эксплуатации. При нагреве штампов выше температуры отпуска снижается твердость рабочих поверхностей и срок их службы. Стали для штампов должны также иметь высокое сопротивление пластической деформации (предел текучести при сжатии), которое зависит от теплового воздействия, твердости и количества остаточного аустенита. Предел текучести понижается при наличии в структуре более 5—10% аустенита и при понижении твердости. Поэтому обработка на вторичную твер-

дость повышает сопротивление пластической деформации, но снижает прочность (сопротивление хрупкому разрушению) и вязкость.

Рост зерна, закалочные напряжения, повышение твердости сверх допустимых значений, неравномерное распределение карбидов снижают сопротивление хрупкому разрушению. Так как практически невозможно получить высокие значения всех перечисленных свойств, устанавливают, какое из них является решающим в зависимости от условий работы, конструкции штампа и характера производства. Во всех случаях массового производства необходимо обеспечить высокую стойкость инструмента. Инструмент холодного деформирования изготавливают из различных сталей: углеродистых и легированных.

Сталь 7ХГ2ВМ имеет высокую закалываемость и прокаливаемость (в заготовках диаметром до 100—125 мм). Твердость не ниже *HRC* 59—60 получается при охлаждении на воздухе. В стали 7ХГ2ВМ карбиды распределены равномерно (не выше 2-го балла в прокате диаметром до 90—100 мм). Она является малодеформирующейся, так как после закалки в ее структуре остается до 17—20% аустенита. Недостатком стали 7ХГ2ВМ является склонность к образованию мелких шлифовочных трещин (влияние остаточного аустенита). Поэтому ее следует применять для изготовления крупных штампов, которые подвергают незначительному шлифованию или вообще не шлифуют. После закалки и отпуска (150—160° С) твердость *HRC* 60—63.

Сталь ХВСГ уступает стали 7ХГ2ВМ по прокаливаемости, но после закалки и отпуска (150° С) имеет более высокую твердость (*HRC* 62—63). У нее большая деформация при закалке.

Стали X и 11X имеют меньшую прокаливаемость (рис. 176), что способствует сохранению вязкой сердцевины в крупных сечениях заготовок. Поэтому их применяют для изготовления высадочных штампов, работающих при значительных ударных нагрузках. Твердость после термической обработки (закалки и отпуска) *HRC* 60—62. Эти стали экономичнее стали ХВСГ. К этой же группе относятся и углеродистые стали. Все они являются сталями обычной износостойкости (карбидная фаза — цементит Fe_3C) и обрабатываются на первичную твердость.

Вторая группа — стали Х6ВФ, Х12М и Х12Ф1 повышенной износостойкости. Их карбидная фаза (Me_7C_3) имеет большую твердость, чем цементит. Поэтому стойкость штампов из стали Х12М значительно выше стойкости штампов из стали 7ХГ2ВМ. Для этих сталей

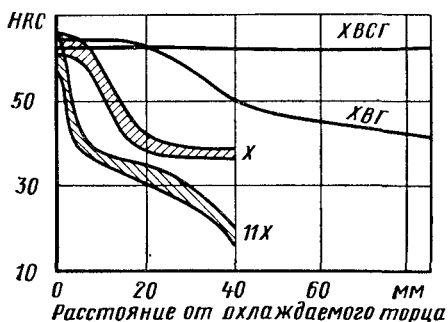


Рис. 176. Прокаливаемость сталей 11X, X, ХВСГ и ХВГ

характерно неравномерное распределение карбидов. Только в прокате диаметром до 50 мм горячей деформацией можно получить хорошее распределение карбидов. Карбидная неоднородность снижает стойкость штампов вследствие выкрашивания рабочих поверхностей.

В стали Х12Ф1 карбидная неоднородность несколько меньше, чем в стали Х12М (меньше содержание углерода). Лучшее распределение карбидов в стали Х6ВФ (6% Cr). Все эти стали малодеформирующиеся, что позволяет сохранить размеры штампов при закалке; имеют высокую прокаливаемость (образцы из сталей Х12М, Х12Ф1 диаметром до 300 мм, образцы из стали Х6ВФ диаметром 90—110 мм), менее склонны к образованию трещин при шлифовании (хром повышает устойчивость остаточного аустенита при нагреве). Стали Х12М и Х12Ф1 следует применять для изготовления штампов небольших размеров; при значительных динамических нагрузках применяют сталь Х6ВФ.

Сталь ХГ2Ф4 высокой износостойкости. В связи с повышенным содержанием ванадия в ней наряду с карбидами цементитного типа образуется карбид ванадия MeC, который способствует равномерному распределению карбидных частиц (ванадий образует дисперсные карбиды). Но ванадий ухудшает шлифуемость. После закалки в стали ХГ2Ф4 сохраняется до 18—20% остаточного аустенита, что обуславливает минимальные объемные изменения. Сталь ХГ2Ф4 применяют для изготовления сложных и крупных матриц прессования и вырубных штампов, которые не шлифуют.

Широко применяют стали повышенной вязкости с содержанием углерода 0,6—0,7% и твердостью после термической обработки от HRC 50—52 до HRC 55—58 (высодочные штампы). Сталь 6ХС имеет высокую прокаливаемость (образцы диаметром 50—60 мм в масле), высокую закаливаемость даже в горячих средах и повышенную теплостойкость. Ее можно подвергать изотермической закалке, что обеспечивает повышение вязкости. Стали 5ХВ2С и 6ХВ2С легированы дополнительно вольфрамом, что увеличивает прокаливаемость. Они имеют более высокую вязкость и теплостойкость по сравнению со сталью 6ХС. В крупном прокате (диаметром более 50—60 мм) наблюдается неравномерное распределение карбидов, что снижает вязкость. Эти стали применяют для пневматических инструментов, работающих с повышенными нагрузками.

§ 2. ШТАМПЫ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Термическая обработка матриц и пуансонов штампов для формирования металла в холодном состоянии связана с рядом трудностей. Особенно это относится к штампам, имеющим сложную форму с неравномерно распределенной массой металла. Закалка таких штампов требует особого внимания, чтобы не образовались трещины и не было большого коробления.

Закалка штампов из легированных сталей связана с меньшими трудностями по сравнению с закалкой штампов из углеродистых сталей. Штампы из легированных сталей закаливают в масле, что предохраняет их от образования трещин и значительного изменения размеров. Штампы из углеродистой инструментальной стали при закалке в воде сильно деформируются, и часто в них образуются трещины. Поэтому при закалке штампов, изготовленных из углеродистых сталей, применяют способы охлаждения, уменьшающие коробление и возможность появления трещин. Обычным способом является охлаждение в воде с выдержкой до того момента, когда температура нагретого штампа не понизится до 180—150° С, после чего его переносят в масло.

Из воды в масло штамп переносят через несколько секунд после потери штампом цвета каления или при прекращении сильного дрожания и шипения в баке. Штамп вынимают из масла тогда, когда масло, остающееся на поверхности штампа, перестанет дымить. Для этого штамп время от времени извлекают из бака. Для увеличения глубины закаленного слоя в штампах, изготовленных из углеродистых сталей, применяют закалку от температур более высоких (820—830° С), чем обычно.

Термическая обработка инструмента холодного деформирования сложна и выбирается в зависимости от назначения, химического состава стали, технологических требований и т. д. Поэтому одни и те же стали могут обрабатываться по разным режимам.

1. Штампы из сталей обычной износостойкости термически обрабатывают на первичную твердость: закаливают с оптимальных температур, обеспечивающих после закалки высокую твердость, мелкое зерно (10-го балла) и минимальное количество остаточного аустенита. Режимы закалки приведены в табл. 24.

Штампы сечением до 30—40 мм из стали ХВСГ рекомендуется закаливать в горячих средах (160—180° С, 10—15 мин) для уменьшения деформации. Штампы из стали 7ХГ2ВМ подвергают непрерывной и ступенчатой закалке.

Т а б л и ц а 24

Режимы закалки сталей для штампов обычной износостойкости

Марка стали	Температура закалки, °С	Охлаждение	Твердость HRC
11Х	800—820	В 10%-ном водном растворе NaCl В масле То же	61—63
ХВСГ	855—870		
Х	845—855		
7ХГ2ВМ	850—870	На воздухе, в масле	58—60

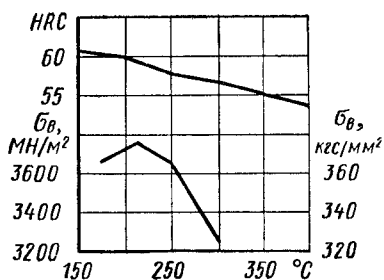


Рис. 177. Твердость и прочность стали 7XГ2ВМ в зависимости от температуры отпуска после закалки с 850°С с охлаждением на воздухе

Температуру отпуска выбирают в пределах 150—225°С в зависимости от требуемой твердости (рис. 177). Твердость после термической обработки от HRC 60—62 до HRC 58—59. На первичную твердость обрабатывают матрицы для холодной высадки болтов, винтов, шурупов, роликов, шариков, которые изготовляют из углеродистых сталей У10А, У11А и из легированной стали Х (ШХ15).

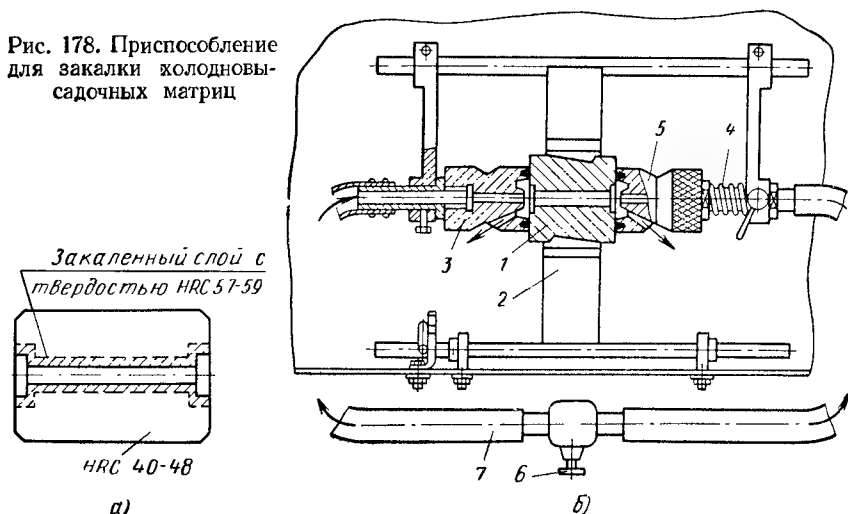
Матрицы штампов для холодной высадки представляют собой

цилиндры с отверстиями небольшого диаметра (3—8 мм) (рис. 178, а). По условиям работы поверхность отверстия и торец цилиндра должны быть достаточно твердыми. Твердость наружной поверхности желательно иметь более низкую.

Матрицы из инструментальных сталей У10А, У11А, Х для получения высокой стойкости и минимальной деформации обрабатывают следующим образом. Для предохранения от окисления рабочей поверхности матрицы нагревают в печах с безокислительной атмосферой или в соляных печах-ваннах. После выдержки при температуре закалки рабочую часть матрицы охлаждают в специальных приспособлениях струей воды.

Приспособление для закалки холодновысадочных матриц приведено на рис. 178, б. Нагретую матрицу 1 устанавливают на призму 2. Одним торцом матрица прижимается к неподвижному

Рис. 178. Приспособление для закалки холодновысадочных матриц



соплу 3, а к другому торцу с помощью пружины 4 прижимается подвижное сопло 5. Открывают кран 6, и вода по шлангам 7 с двух сторон поступает в отверстие матрицы 1 и стекает из боковых отверстий сопл. Сопла, из которых поступает вода, устанавливают так, чтобы струя из одного сопла проходила над струей из другого. Охлаждение струей воды проводят до потемнения боковой поверхности, после чего матрицу охлаждают в масле или сразу помещают в ванну с маслом для отпуска при 220—240° С с получением твердости рабочей поверхности HRC 57—59 и боковой поверхности не выше HRC 48. Используют также следующий способ охлаждения. Под струей воды матрицы выдерживают на воздухе от 20 до 40 с в зависимости от размера. Не прекращая подачи воды, матрицу вместе с приспособлением погружают в бак с водой, где охлаждают до 200—150° С, после чего матрицу переносят в бак с маслом, где выдерживают до полного охлаждения. Затем проводят отпуск при 220—240° С. При охлаждении струей воды в специальном приспособлении закаленным получается слой, прилегающий к отверстию матрицы.

В матрицах из стали У10А глубина закаленного слоя (по рабочей поверхности) получается не больше 1,5—2,0 мм. При работе в тяжелых условиях размеры матрицы изменяются главным образом при первых ударах, что объясняется их пластической деформацией, вызываемой усилием высадки, а не истиранием.

Значительно более высокой прочностью, обеспечивающей максимальное сопротивление пластической деформации от усилий высадки при работе в тяжелых условиях, обладают матрицы, изготовленные из стали Х. После струйчатой закалки матрицы из стали Х прокаливают на глубину до 7—8 мм (по рабочей поверхности), т. е. больше, чем матрицы из стали У10А.

Для повышения стойкости штампы из стали У10 подвергают борированию при 950° С (5 ч); далее проводят нормализацию с температуры 830—850° С закалку при 760—770° С в воде и отпуск при 180° С; такая обработка повышает стойкость в 2—5 раз.

2. Штампы из стали повышенной износостойкости термически обрабатывают по следующим режимам: при *обработке на первичную твердость* закалку проводят с температуры, обеспечивающей получение высокой твердости и оптимального количества остаточного аустенита (рис. 179). Температура нагрева при закалке составляет 1020—1050° С для стали Х12Ф1, 1000—1030° С для стали Х12М, 960—990° С для стали Х6ВФ. Закачивают обычно в масле. Стали Х12Ф1 и Х12М можно закачивать на воздухе или в горячих средах (400° С). Отпуск пуансонов проводят при 150—180° С (HRC 59—61), матриц — при 200—230° С (HRC 57—58). С повышением температуры отпуска до 400° С и снижением твердости прочность возрастает (рис. 180); при более высокой температуре отпуска прочность снижается.

Обработку на вторичную твердость применяют для вытяжных штампов из сталей Х12Ф1 и Х12М, которые работают с повышен-

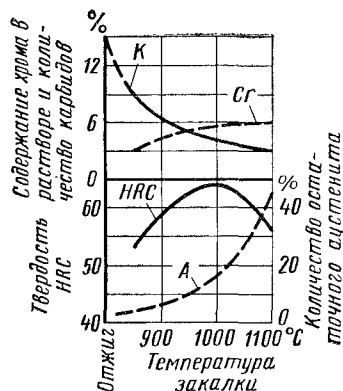


Рис. 179. Количество карбидов, остаточного аустенита и твердость стали X6BF в зависимости от температуры закалки

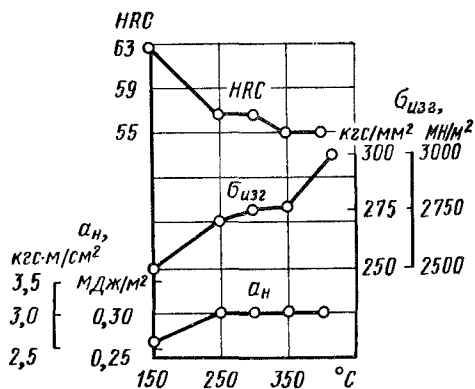


Рис. 180. Влияние температуры отпуска стали X12M на прочность при изгибе, твердость и вязкость (закалка с 1025° С, охлаждение в масле на зерно 10-го балла)

ными скоростями и обычно подвергаются азотированию. При закалке штампы нагревают до температур выше оптимальных (для стали X12Ф1—до 1120—1150° С), охлаждают в масле, на воздухе или в расплавленной соли при 400—450° С, получая твердость HRC 45—50. Далее 2—3 раза проводят отпуск при 500—520° С. Многократный отпуск можно заменить обработкой холодом (—78° С) и однократным отпуском. При этом происходит распад остаточного аустенита и повышение твердости до HRC 61—63. Высокая температура закалки вызывает рост зерна и снижение вязкости.

Штампы, обработанные по такому режиму, имеют высокую твердость, повышенное сопротивление износу, высокий предел текучести при сжатии (в результате превращения остаточного аустенита), и их можно подвергать азотированию, не снижая твердости сердцевины.

При обработке с сохранением повышенного количества аустенита температура закалки принимается на 50° С выше температуры закалки при обработке на вторичную твердость. После закалки в структуре сохраняется до 60—80% остаточного аустенита. Далее проводят отпуск при 150—180° С, твердость HRC 40. Такая обработка значительно повышает вязкость, но при этом ухудшается шлифуемость и уменьшаются размеры штампов.

Обработке с минимальной деформацией подвергают сложные штампы из сталей X6BF, X12Ф1 и X12M. Температура закалки на 10—15° С выше, чем при обработке на первичную твердость, в результате чего размеры штампов получаются меньше требуемых. Для доводки до требуемых размеров проводят одно- или многократный отпуск при 475—500° С, в результате которого размеры увеличиваются. Уменьшение деформации достигается, если штампы предварительно подвергать улучшению (температура закалки

860—870° С, отпуска 585—595° С). Далее осуществляется термическая обработка на первичную твердость. В этом случае размеры штампов изменяются меньше и одинаково в продольном и поперечном направлениях.

3. Штампы из сталей высокой износостойкости (ХГ2Ф4) закаливают на первичную твердость с температуры 860—870° С с охлаждением в масле (*HRC* 61—63) и отпускают при 150—170° С.

4. Штампы из сталей повышенной вязкости (6ХС, 6ХВ2С) термически обрабатывают по двум режимам: а) закалка с непрерывным охлаждением и отпуск на требуемую твердость (*HRC* 57—59); б) изотермическая закалка (при 275—300° С с выдержкой 30—40 мин) на твердость *HRC* 50—54 (структура — бейнит и 8—12% остаточного аустенита). Если штамп должен работать при температуре минус 40—50° С, проводят отпуск при 150—160° С для стабилизации аустенита.

После шлифования для снятия напряжений штампы подвергают дополнительному отпуску при температуре на 10—20° С ниже температуры первого отпуска. Для сталей, обрабатываемых на вторичную твердость, с целью снижения окисления проводят дополнительный отпуск при 400—425° С; длительность дополнительного отпуска 30—40 мин.

Для улучшения теплостойкости и повышения твердости штампы (в основном вытяжные) подвергают азотированию при 510—520° С (8—12 ч). Так как процесс азотирования длительный, твердость сердцевины может снижаться, если сталь недостаточно теплостойка. Поэтому важно установить порядок проведения всех термических операций. Стали, не обладающие теплостойкостью, азотируют до заковки, а теплостойкие стали — после шлифования. Глубина слоя 0,08—0,12 мм, твердость до *HV* 1020—1050.

§ 3. СТАЛИ ДЛЯ МОЛотовых ШТАМпов

Молотовые штампы деформируют металл, нагретый до высоких температур (1000—1150° С). В процессе работы в штампах возникают напряжения сжатия, растяжения, изгиба; они подвергаются истирающему действию горячего металла. При пластической деформации, когда нагретый металл заполняет форму штампа под ударами молота, рабочая часть штампа нагревается. Поэтому сталь для изготовления молотовых штампов должна обладать высокими механическими свойствами — прочностью, вязкостью, износостойкостью.

Прочность (предел текучести) необходима для сохранения формы штампа в процессе деформирования; при достаточной вязкости не происходит выкрашивания и поломок рабочих поверхностей штампа. Эти свойства должны сохраняться при повышенных температурах, т. е. штампы должны обладать теплостойкостью.

В процессе работы молотовые штампы испытывают периодический нагрев и охлаждение. Температура нагрева рабочей поверх-

ности штампов может превышать критическую для стали, из которой изготовлен штамп. Следовательно, при каждом нагреве и охлаждении могут происходить фазовые превращения, сопровождающиеся объемными изменениями. В результате периодичности нагрева и охлаждения на рабочей поверхности штампа появляются трещины «разгара», которые имеют вид сетки. Поэтому сталь для изготовления штампов, деформирующих металл в горячем состоянии, должна быть стойкой против «разгара» (сопротивление термической усталости).

Образование на рабочей поверхности штампа трещин вследствие термической усталости зависит от химического состава стали, твердости, состояния поверхности, направления волокна и ряда других факторов.

Наиболее склонны к образованию трещин термической усталости стали с высокой твердостью (*HRC* 50—58); при твердости *HRC* 42—44 сопротивление стали термической усталости резко возрастает. На грубообработанной поверхности при наличии поверхностных дефектов (рисок, надрезов и др.) трещины «разгара» возникают более легко и быстрее развиваются. Хорошо прокованная сталь обладает наибольшей стойкостью против образования трещин термической усталости. Для того чтобы при нагреве штампа во время работы тепло не концентрировалось у рабочей поверхности, а быстро распространялось по всему объему штампов, сталь должна обладать достаточно высокой теплопроводностью. Для получения равномерной и одинаковой твердости по всему сечению штампа сталь должна иметь глубокую прокаливаемость. Для предотвращения снижения износостойкости при нагреве выше 600—700° С стали для молотовых штампов должны быть окалиностойкими. Молотовые штампы имеют сложную форму и большие размеры.

Стойкость штампа зависит от химического состава стали, качества металла, горячей механической обработки (ковки) заготовок, термической обработки откованных заготовок и готовых штампов, конструкции штампов, условий эксплуатации и охлаждения штампов при работе. Сталь для изготовления штампов не должна быть загрязнена неметаллическими включениями, которые, особенно если они крупные или расположены по границам зерен, ослабляют связь между зернами и могут привести к образованию трещин.

На стойкость штампов влияет расположение волокон в заготовке. При прокатке или ковке с односторонней вытяжкой волокна располагаются по направлению вытяжки и механические свойства такой заготовки различны — более высокие для продольного расположения волокон, чем для поперечного. Такое расположение волокон снижает стойкость штампа, так как по условиям работы штамп должен иметь одинаковые механические свойства как в продольном, так и в поперечном направлении. Для получения механических свойств, одинаковых во всех направлениях, заготовки

(«кубики»), из которых изготовляют штампы, подвергают ковке не только вытяжкой, но и осадкой в торец, т. е. ковке в грех перпендикулярных направлениях. При такой ковке получается наиболее благоприятное расположение волокон.

Одним из опасных дефектов легированных сталей являются флокены (волосные трещины), образующиеся при быстром охлаждении послековки. Поэтому для предупреждения образования флокенов поковки послековки медленно охлаждают до 150—200° С. Поверхность штампов должна быть чистой, без рисок, мелких трещин и неровностей, чтобы не происходило налипания и приваривание деформируемого металла. Чтобы не образовывались трещины в процессе работы, необходим предварительный нагрев до 300—350° С. В процессе работы штампы необходимо охлаждать для предупреждения перегрева. Можно применять наружное охлаждение, но лучшие результаты дает внутреннее водяное охлаждение. Во всех случаях необходимо применять смазки. Для предотвращения износа штампов необходимо сбивать окалину с деформируемого металла или нагревать заготовки в печах с защитной атмосферой. В процессе работы в поверхностных слоях штампов появляются внутренние напряжения, которые могут привести к образованию трещин. Поэтому после определенного срока эксплуатации штампы отпускают при 300—400° С (1—2 ч) или кипятят в масле.

Стали 5ХНМ, 5ХНВ и др. для молотовых штампов содержат одинаковое количество (0,5—0,6%) углерода. В сталях 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНВ, 5ХНСВ в связи с ограниченным содержанием хрома, вольфрама и молибдена сохраняется однородная структура, высокая вязкость и пластичность. Карбидная фаза всех сталей — легированный цементит. Прочность при нагреве сохраняется до 350—375° С. У этих сталей незначительное различие свойств в продольном и поперечном направлениях; перечисленные стали имеют высокую прокаливаемость и закаливаемость; например, заготовки из стали 5ХНМ и 5ХГМ прокаливаются в сечениях до 300 мм, заготовки из стали 5ХНВ — в сечениях до 150—180 мм. Поэтому эти стали целесообразно применять для изготовления крупных молотовых штампов при повышенных ударных нагрузках. Стали 5ХНМ и 5ХНСВ близки по механическим свойствам (рис. 181). Сталь 5ХГМ по сравнению с ними имеет пониженную ударную вязкость. Структура после отжига — пластинчатый перлит и участки феррита; твердость стали 5ХНСВ *HV* 217—241, остальных сталей — *HV* 197—241. Температура началаковки 1150—1180° С, окончания — 850—880° С.

Стали, содержащие 3—5% Сг, имеют высокую теплостойкость (до 600—650° С) и формоустойчивость, но уступают сталям типа 5ХНМ по вязкости и разгаростойкости в штампах крупных сечений (свыше 100 мм). Содержание углерода в этих сталях ~0,4%. Вязкость, пластичность и разгаростойкость при одинаковом содержании углерода зависят от влияния таких легирующих карби-

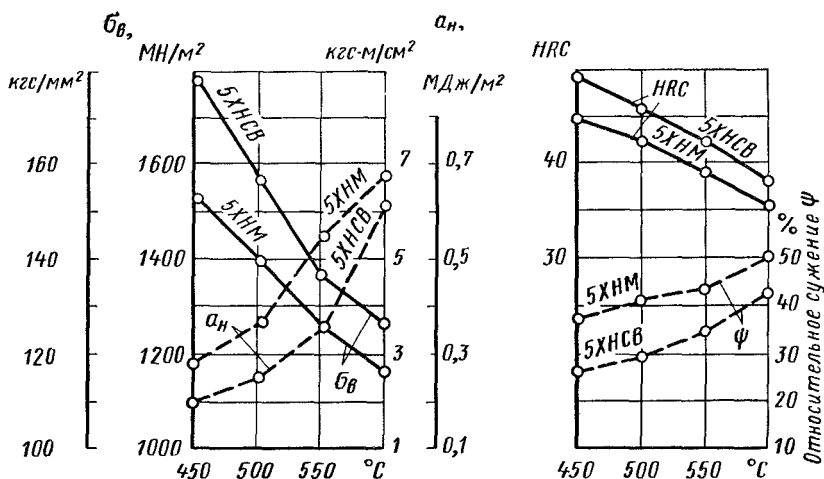


Рис. 181. Механические свойства сталей 5XNM (закалка с 840° С) и 5XNCB (закалка с 870° С)

дообразающих элементов, как вольфрам, молибден и ванадий.

Вольфрам (меньше молибден), увеличивая дисперсионное твердение при отпуске, ухудшает вязкость. Кроме того, вольфрам усиливает карбидную неоднородность, что снижает механические свойства штампов крупных сечений (более 100 мм). Но вольфрам и молибден значительно повышают теплостойкость.

Сталь 4X5B2FC — высокой разгоростойкости. Вольфрам и ванадий вызывают дисперсионное твердение и вторичную твердость при 500–550° С (рис. 182). Хром и кремний повышают окалинстойкость при нагреве до 600–650° С и сопротивление пластической деформации (до 400–500° С). При твердости HRC 42–48 до температур 300–500° С штампы небольших сечений из стали 4X5B2FC не уступают по вязкости штампам из стали 5XNM, но превосходят их по прочности и окалинстойкости. Температура закалки стали 4X5B2FC 1060–1080° С (зерно 10-го балла).

Повышение температуры закалки приводит к увеличению твердости и теплостойкости, но вызывает рост зерна, что снижает вязкость

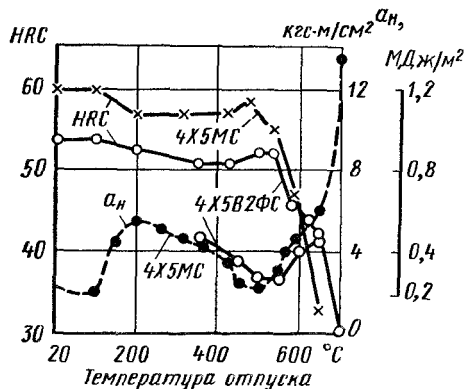


Рис. 182. Твердость и вязкость заготовок из сталей 4X5B2FC и 4X5MC в зависимости от температуры отпуска

и пластичность. Сталь 4Х5В2ФС склонна к деформации при закалке, поэтому мелкие штампы закаливают с охлаждением на воздухе (для уменьшения деформации), крупные — в масле. Отпуск проводят при 530—550° С.

Для обеспечения требуемой вязкости твердость должна быть *HRC* 47—50, поэтому отпуск проводят при температурах выше температур дисперсионного твердения.

Стали, содержащие 3% Сг (4Х3В2Ф2М2), уступают сталям, содержащим 5% Сг, по прочности при температурах выше 400—450° С, но имеют меньшую карбидную неоднородность, высокую вязкость (штампы сечением до 120—150 мм) и разгаростойкость. У них более низкая температура закалки, меньшая твердость в отожженном состоянии (*HB* 180—207); твердость стали 4Х5В2ФС *HB* 180—220. Структура теплостойких сталей в состоянии поставки — сорбитообразный перлит.

§ 4. МОЛОТОВЫЕ ШТАМПЫ

Штампы из сталей 5ХНСВ, 5ХНМ, 5ХНВ и 5ХГМ. Для устранения внутренних напряжений, возникающих при ковке, для измельчения зерна, получения однородной структуры и понижения твердости заготовки штампов (кубки) подвергают отжигу или нормализации с высоким отпуском по режиму для данной стали.

На качество штампов и стойкость их в работе влияет термическая обработка — закалка и отпуск штампов. Если термическая обработка штампов проведена неудовлетворительно, то в штампах могут возникать трещины (в процессе термической обработки или после некоторого времени работы). Штампы разрушаются вследствие значительных внутренних напряжений, возникающих при нагреве и охлаждении. Особенно большие напряжения при термической обработке крупных штампов. При нагреве внутренние напряжения возникают в связи с разницей температур в отдельных зонах штампа. Для уменьшения внутренних напряжений нагрев под закалку и отпуск должен производиться с таким расчетом, чтобы получилась минимальная разница между температурой поверхности и температурой сердцевины штампа.

Для предохранения образования значительных внутренних напряжений от неравномерного нагрева штампы необходимо медленно нагревать до 500—600° С. При дальнейшем повышении температуры нагрев может быть более быстрым. Обычно при нагреве под закалку штампы загружают в печь, имеющую температуру не выше 650° С. При загрузке холодных штампов температура печи понижается и тем в большей степени, чем крупнее штампы.

Для предохранения от окисления и обезуглероживания при нагреве рабочую поверхность штампа засыпают отработавшим карбюризатором, сверху обмазывают шамотной глиной и устанавливают в печь фигурой вверх (рис. 183, а) или фигурой вниз в желез-

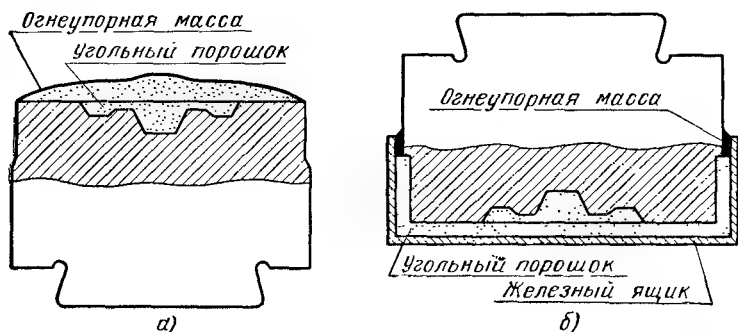


Рис. 183. Защита молотовых штампов от окисления при нагреве

ную коробку, в которую насыпают слой отработавшего карбюратора (рис. 183, б).

Температура закалки штампов $820\text{--}880^\circ\text{C}$ (более низкая температура для закалки мелких штампов, более высокая — для крупных). Температуру закалки принимают $840\text{--}860^\circ\text{C}$ для стали 5ХНБВ и $820\text{--}860^\circ\text{C}$ для сталей 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХГМ.

Для штампов с наименьшей стороной (высотой) $250\text{--}700\text{ мм}$ (при нагреве в электропечи) принимают выдержку после загрузки в печь 40 мин — 2,5 ч; нагрев до температуры закалки 11—23 ч, выдержку при температуре закалки 2—5,5 ч. После выдержки при температуре закалки штампы для уменьшения напряжений и деформации подстуживают на воздухе до $750\text{--}780^\circ\text{C}$ в течение 15—40 мин и охлаждают в масле с температурой не выше 70°C или на воздухе. Более однородная структура получается при охлаждении в масле. Штамп погружают в масло рабочей частью вниз. Во время охлаждения штамп все время находится в подвешенном состоянии. В масле штамп выдерживают до тех пор, пока температура нагретой поверхности штампа не понизится до $200\text{--}150^\circ\text{C}$. В зависимости от размера ($250\text{--}700\text{ мм}$) штампы выдерживают в масле от 30 мин до 2 ч.

После закалки штампы немедленно подвергают отпуску. Отпуск штампов снижает их твердость и уменьшает внутренние напряжения, возникающие в штампах в результате закалки. Закалочные напряжения в штампах бывают настолько велики, что если штамп после закалки оставить без отпуска, то через некоторое время в нем образуются трещины. Если закаленный штамп поместить в печь, нагретую до температуры отпуска ($500\text{--}600^\circ\text{C}$), то при быстром нагреве поверхностных слоев и значительной разнице между температурой поверхности и температурой сердцевины в штампе могут возникнуть трещины. Поэтому штампы после закалки помещают в отпускную печь, нагретую до температуры не выше 400°C , а затем нагревают до заданной температуры отпуска. Температура отпуска и твердость после отпуска зависят от стали и размера штампа

Более высокая твердость (*HRC* 40—44) допускается для мелких штампов, в которых деформируемый металл подстывает быстрее. Эти штампы мало деформируются при закалке, поэтому закалку и отпуск можно проводить после окончательной обработки на металлорежущих станках. Средние штампы должны иметь твердость *HRC* 36—41. Такая твердость позволяет применять комбинированный метод изготовления в следующей последовательности: черновое нарезание фигуры с допуском, термическая обработка, окончательная обработка резанием после термической обработки.

Крупные штампы должны иметь высокую вязкость; их отпускают до твердости *HRC* 35—38. Сначала закаливают и отпускают кубики, а затем нарезают фигуру. Изношенные штампы обрабатывают резанием без промежуточного отжига, далее вновь проводят термическую обработку. Температуры отпуска и твердость молотовых штампов приведены в табл. 25.

Штампы с наименьшей стороной (высотой) 250—700 мм нагревают в электропечи до температуры отпуска в течение 9—25 ч и выдерживают при температуре отпуска в течение 1,5—5 ч. Так как хвостовая часть штампа должна иметь повышенную вязкость, после общего отпуска производят отпуск хвостовика. Для этого штамп хвостовиком вниз устанавливают на специальную щелевую печь или на печь-плиту. Производят нагрев до появления синего или серого цвета побежалости на рабочей части штампа, что соответствует температуре 250—350° С. Температуры отпуска и твердость хвостовиков приведены в табл. 26.

Для сокращения цикла термической обработки рекомендуется следующий способ закалки штампов. Нагретый до температуры закалки штамп накрывают со стороны хвостовой части герметическим коробом (рис. 184) и в таком виде погружают в масло. При охлаждении масло внутрь короба не проникает, так как этому препятствуют находящиеся в коробе воздух и пары масла. При таком способе охлаждения хвостовик не закаливается, а подвергается нормализации с самоотпуском с получением необходимой

Т а б л и ц а 25

Температура отпуска и твердость сталей
в зависимости от размеров штампа

Наименьший размер, мм	Температура нагрева, °С			Твердость <i>HRC</i>
	5ХНМ, 5ХГМ	5ХНВ	5ХНБВ	
До 300	500— 540	450— 500	450— 500	40— 46
300—400	530— 560	530— 560	530— 550	36— 40
Св. 400	560— 580	—	550— 570	35— 38

Т а б л и ц а 26

Температура отпуска и твердость
хвостовика штампов

Наименьший размер штампа, мм	Температура нагрева, °С		Твердость <i>HRC</i>
	5ХНМ, 5ХГМ	5ХНВ, 5ХНБВ	
До 400	580—610	590—610	33—37
400— 500	620—640	630—650	30—33
Св. 500	650—680	670—690	25—30

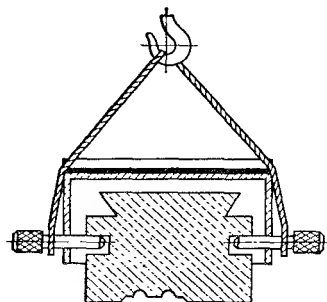


Рис. 184. Схема подвески кованых штампов при закалке

твердости, и поэтому дополнительный отпуск проводить не требуется.

Прогрессивным способом, сокращающим цикл термической обработки и улучшающим качество штампов, является способ местной закалки. Штампы нагревают на специальной щелевой газовой печи при установке их фигурой вниз. При таком способе рабочая часть штампа нагревается до температуры закалки: нагрев хвостовика не превышает 450°C , т. е. наблюдается резкое понижение температуры от рабочей к хвостовой части штампа;

хвостовик сохраняется мягким. Штампы нагревают на щелевой печи без защитной обмазки. Образующийся тонкий слой окалины (несколько сотых миллиметра) легко снимается с фигуры штампа. После закалки производят отпуск по обычным режимам для рабочей части.

При ремонте (возобновлении фигуры) штампы подвергают повторной местной закалке без предварительного отжига. Таким образом, вместо четырех операций, необходимых при объемной

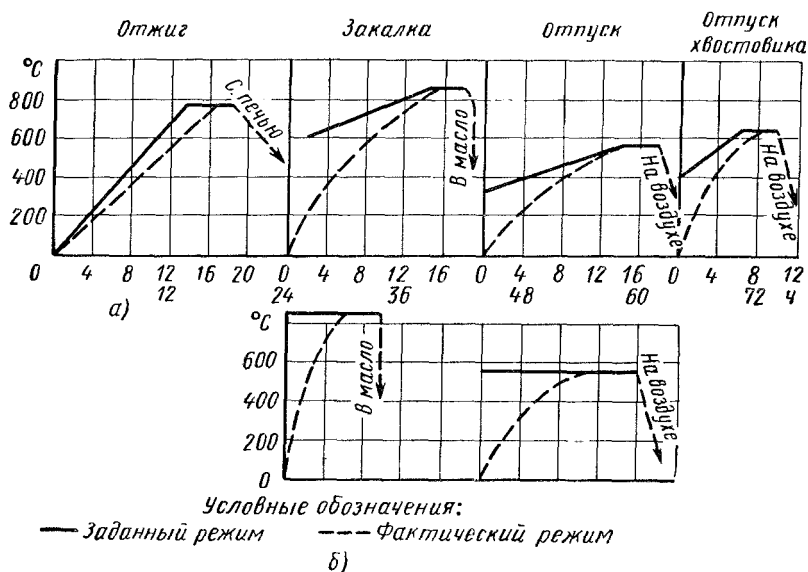


Рис. 185. Диаграмма режимов термической обработки молотовых штампов из стали 5ХНВ размером $500 \times 500 \times 1000$ мм (по данным П. П. Карязина):

а — объемная закалка; б — местная закалка

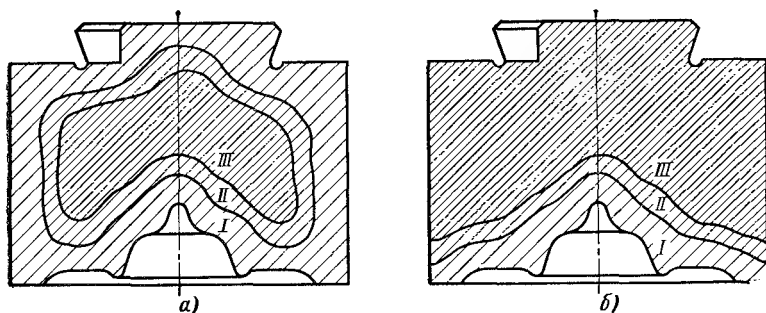


Рис. 186. Схема расположения зон в средних и крупных штампах после объемной (а) и местной (б) закалки: I — зона мартенсита; II — зона переходных структур; III — зона феррито-цементитной смеси

закалке, при местной закалке для получения требуемой твердости рабочей части штампа (рис. 185) нужно только две операции — закалка и отпуск. При надлежащем местном нагреве штампов обеспечивается их глубокая прокаливаемость. Расположение зон микроструктуры (а следовательно, и твердости) после местной закалки более благоприятное по сравнению с расположением зон микроструктуры после объемной закалки (рис. 186). Стойкость штампов после местной закалки выше стойкости штампов после объемной закалки.

Штампы из теплостойких сталей. Предварительная термическая обработка (послековки) заготовок из теплостойких сталей — отжиг ($850\text{--}870^\circ\text{C}$) или отпуск ($750\text{--}780^\circ\text{C}$). Вольфрамовые стали лучше отпускать, вольфрамомолибденовые отжигают и отпускают (мелкие поковки). Окончательная термическая обработка — закалка и отпуск.

Температуры закалки и отпуска штампов из теплостойких сталей приведены в табл. 27.

В связи с высокой температурой закалки и длительной выдержкой (крупные штампы) необходима защита от окисления и обезуглероживания. Нагревать при закалке следует с двумя подогре-

Таблица 27
Температуры закалки и отпуска теплостойких сталей

Марка стали	Закалка		Температура отпуска, $^\circ\text{C}$ на твердость HRC	
	Температура нагрева, $^\circ\text{C}$	Твердость HRC	50	45
4X5B2ФC	1060—1080	52—54	580—590	610—620
4X5MC	1020—1050	58—60	560—570	600—610
4X3BMФC	980—1020	53—56	400—420	430—450

вами; первый — при 700—750° С (выдержка до полного прогрева); второй — при 950—1000° С для сокращения выдержки при окончательном нагреве. Продолжительность выдержки определяют из расчета 30—40 мин на каждые 25 мм наименьшей стороны (высоты) штампа при одном подогреве и 18—25 мин при двух подогревах.

После нагрева штамп подстуживают на воздухе до 950—900° С. Охлаждают в масле или водовоздушной смеси (крупные штампы). Небольшие штампы сложной формы можно подвергать изотермической закалке в горячих средах (350—250° С, 20—40 мин). Отпуск проводят немедленно после закалки. Штампы помещают в печь с температурой не выше 400—450° С, выдерживают 1 ч и повышают температуру в печи до заданной. С повышением температуры отпуска улучшается разгаростойкость, но снижается прочность. Крупные и сложные штампы отпускают на твердость HRC 45. Для крупных штампов проводят двукратный отпуск с целью улучшения механических свойств. Температура второго отпуска на 20—25° С ниже температуры первого отпуска.

§ 5. СТАЛИ ДЛЯ ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Измерительный инструмент служит для проверки размеров изготовляемых деталей. При измерении поверхность инструмента непосредственно соприкасается с поверхностью проверяемой детали и изнашивается. Поэтому поверхность измерительного инструмента должна быть твердой и износостойкой для сохранения размеров и формы в процессе работы. Для измерительного инструмента (особенно высоких классов точности) большое значение имеет сохранение постоянства линейных размеров и формы закаленного инструмента в течение длительного времени. Постепенное изменение размеров и формы закаленного инструмента связано с уменьшением тетрагональности решетки мартенсита, мартенситным превращением остаточного аустенита, уменьшением и перераспределением внутренних напряжений (естественным старением). Хотя это изменение и невелико, однако недопустимо для инструмента высокой точности. Процессы старения протекают медленно; результаты старения становятся заметны через 3—6 месяцев и значительно возрастают через 10—12 месяцев после проведения термической обработки. Поэтому при термической обработке измерительного инструмента большое внимание уделяется стабилизации напряженного состояния, мартенсита и остаточного аустенита, что достигается соответствующим режимом низкотемпературного отпуска (называемого искусственным старением) и обработкой при температурах ниже нуля.

Для получения правильного, точного профиля и размера измерительного инструмента после термической обработки необходимо обеспечить минимальное его коробление при закалке.

Калибры и плитки высоких классов точности изготовляют из сталей X, ХВГ, ШХ15 (рис. 187), калибры простой формы и по-

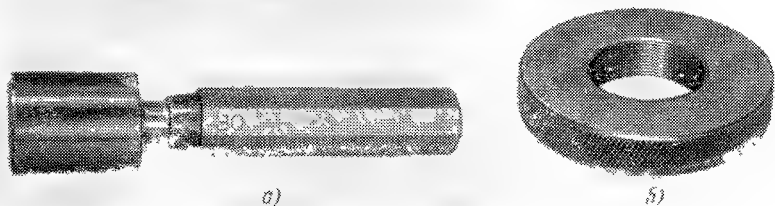


Рис. 187. Калибры:

а — гладкий калибр-пробка; *б* — резьбовой калибр-кольцо

ниженных классов точности — из сталей У10А, У11А, У12А, 11Х; лекала сложной формы — из стали Х; плоские скобы, угольники и шаблоны — из сталей 15, 20, 15Х, 20Х; плоские линейки, угольники — из сталей 50, 50Х, 55; инструменты, стойкие против коррозии, — из стали 40Х13. Химический состав некоторых сталей для измерительного инструмента приведен в табл. 28.

Сталь Х легирована только хромом — элементом, увеличивающим закаливаемость и прокаливаемость. Заготовки из стали Х прокаливаются в масле в сечении до 20—22 мм (твердость в сердцевине не ниже *HRC* 60) теплостойкость 200° С. Сталь Х отжигается при 770—790° С с замедленным охлаждением (50° С/ч) до 600—700° С, далее на воздухе (*HB* 181—229); закаливается от температуры 830—860° С в масле или горячих средах (160—170° С). Отпуск проводят при температуре 120—200° С и выше. Твердость колеблется в пределах *HRC* 58—65.

Сталь 11Х легирована хромом и марганцем для увеличения прокаливаемости. Имеет более высокую твердость после отжига (по сравнению с углеродистыми сталями) и несколько хуже обрабатывается давлением и резанием. Ее применяют для изготовления мелкого инструмента вместо углеродистых сталей. Отжигается с температуры 750—770° С (охлаждение с печью 50° С/ч до 600° С, далее на воздухе) до твердости *HB* 179—217; закаливается от 780—810° С в масле или горячих средах (можно охлаждать в воде или водных растворах.) Отпуск проводят при 130—250° С; твердость *HRC* 56—65.

Т а б л и ц а 28

Химический состав (%) сталей для измерительного инструмента

Марка стали	C	Mn	Si	Cr
Х	0,95—1,10	0,15—0,40	0,15—0,35	1,30—1,50
11Х	1,05—1,14	0,40—0,70	0,15—0,35	0,40—0,70

Марку стали для режущего инструмента определяют по искре (от 2 до 100% в зависимости от диаметра штанг) или на стилоскопе (один-два прутка от партии), а твердость — на прессе Бринелля (5% от партии); путем внешнего осмотра выявляют плены, закаты, трещины и другие наружные дефекты.

§ 6. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Для исправления дефектов структуры (крупное зерно, цементитная сетка, пластинчатый перлит), снижения твердости (послековки, штамповки, накатки резьбы и др.) и подготовки к окончательной термической обработке измерительный инструмент подвергают отжигу, улучшению и высокому отпуску.

Для заэвтектоидных углеродистых сталей рекомендуется проводить отжиг с нагревом выше точки A_{c1} на 20—30° С с непрерывным замедленным (50° С/ч) или изотермическим охлаждением. Низкотемпературный отжиг (ниже точки A_{c1} , 690—710° С) применяют для доэвтектоидных сталей. Высокий отпуск проводят для снятия внутренних напряжений после обработки на металлорежущих станках и обработки давлением, а также перед повторной закалкой. Нормализацию применяют для исправления структуры сильно перегретой стали, устранения цементитной сетки и подготовки к закалке.

Для уменьшения деформации инструмента при закалке на мартенсит отожженные заготовки после предварительной обработки на металлорежущих станках подвергают улучшению — закалке в воде (для углеродистых сталей) или масле (для легированных сталей) с последующим высоким отпуском (650—680° С). В результате улучшения получается структура сорбита, наличие которой уменьшает деформацию при последующей закалке на мартенсит вследствие меньшей разницы в объемах между мартенситом и сорбитом, чем между мартенситом и перлитом. Кроме того, структура сорбита обеспечивает малую шероховатость поверхности после обработки на металлорежущих станках. После улучшения инструмент подвергают окончательной обработке резанием с оставлением припуска на шлифование.

§ 7. ОКОНЧАТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Для получения требуемых свойств и структуры измерительный инструмент из высокоуглеродистых заэвтектоидных сталей подвергают термической обработке.

Закалка обеспечивает высокую твердость и стойкость в процессе работы. Этим требованиям удовлетворяет структура мартенсита скрытокристаллического или мелкоигольчатого строения с включением карбидов. Строение и состав мартенсита, форма и

распределение карбидов, а также твердость определяют износостойкость инструмента. Твердость после закалки $HRC\ 56—64$. Наиболее широко при закалке используют нагрев в соляных печах-ваннах и нагрев с помощью т. в. ч.

Для уменьшения деформации, возникающей при закалке в результате структурных и термических напряжений, рекомендуется применять ступенчатый нагрев (подогрев до $600—650^{\circ}C$). Для охлаждения применяют воду и водные растворы, масло, расплавленные соли и щелочи («светлая» закалка). Охлаждение в горячих средах при температуре $150—180^{\circ}C$ значительно снижает деформацию и позволяет получить более высокие механические свойства при отсутствии трещин. Такое охлаждение рекомендуется для инструмента из углеродистой стали сечением до $10—12\text{ мм}$, из легированной — до 18 мм . Крупный инструмент из углеродистой стали охлаждают, как правило, в воде с переносом в масло (при температуре точки M_n); масло применяют для охлаждения крупного инструмента из легированной стали. Измерительный инструмент повышенной точности целесообразно после закалки подвергать обработке холодом при температурах минус $70^{\circ}C$ (для легированных сталей).

Обработка холодом повышает твердость и стабилизирует размеры тем в большей степени, чем полнее происходит распад остаточного аустенита. Обработку холодом проводят в интервале между закалкой и отпуском (рис. 188). Температура обработки холодом некоторых инструментальных сталей приведена в табл. 29.

Отпуск уменьшает хрупкость, повышает вязкость, уменьшает внутренние напряжения при сохранении высокой твердости измерительного инструмента. Режим отпуска определяется классом точности инструмента, требуемой твердостью и маркой стали. Отпуск рекомендуется проводить в жидких средах (масло, селитра, щелочь) непосредственно после закалки (или обработки холодом) во избежание стабилизации аустенита и образования микротрещин. Отпуск инструмента пониженных классов точности проводят при более высоких температурах ($150—180^{\circ}C$ в течение $2—3\text{ ч}$), а высоких классов точности — при $115—130^{\circ}C$ с длительной выдерж-

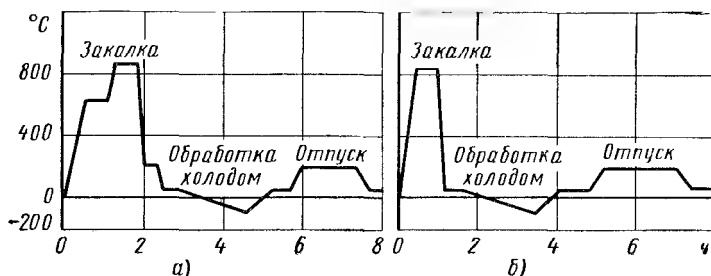


Рис. 188. Графики технологического процесса термической обработки с закалкой:

а — ступенчатой; б — непрерывной

Температура обработки холодом, количество остаточного аустенита и увеличение твердости инструментальных сталей

Марка стали	Температура, °C				Количество аустенита, %		Увеличение твердости HRC после обработки холодом, ед.
	закалки	в гочках		обработки холодом	до обработки холодом	после обработки холодом	
		M _H	M _K				
У10А	780	—	0	—50	6—18	4—12	1,5—3
У12А	780	180	—20	—50	10—20	5—14	3—4
ШХ15, X	850	160	—30	—70	9—28	4—14	3—6
ХВГ	820	150	—50	—70	13—45	2—17	5—10

кой. Зависимость твердости и количества остаточного аустенита от температуры отпуска для различных сталей приведена на рис. 189. Для полной стабилизации размеров (без обработки холодом) проводят отпуск при температурах выше 250°С. Инструмент высокой точности после предварительного шлифования подвергают старению.

Искусственное старение закаленного инструмента приводит к изменению тетрагональности мартенсита и стабилизации размеров. Температура старения от 120—130°С до 150—160°С, продолжительность 5—24 ч; режимы старения приведены в табл. 30. Для более полной стабилизации можно проводить обработку холодом повторно после отпуска (рис. 190).

При старении с нагревом в термостате продолжительность выдержки увеличивается для инструмента диаметром меньше 50 мм на 2 ч, для инструмента диаметром больше 50 мм — на 1 ч.

Вспомогательными операциями, применяемыми в процессе термической обработки измерительного инструмента, являются промывка, пассивирование, гидроочистка.

По приведенной схеме проводят термическую обработку измерительных плиток из стали X. В зависимости от длины плиток

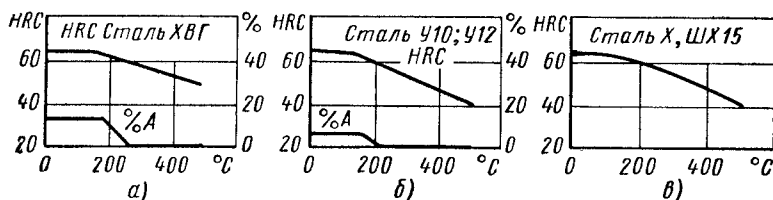
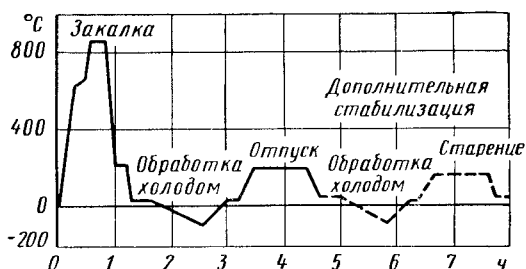


Рис. 189. Твердость и количество остаточного аустенита в зависимости от температуры отпуска в течение 1 ч.

а — для стали ХВГ (закалка от 830°С, охлаждение в масле); б — для сталей У10, У12 (закалка от 790°С, охлаждение в воде); в — для сталей X, ШХ15 (закалка от 840°С, охлаждение в масле)

Рис. 190. График технологического процесса термической обработки с дополнительной стабилизацией



используют различные варианты термической обработки для получения высокой твердости и стабилизации размеров.

Размеры плиток длиной 3—5 мм мало изменяются в процессе старения. Поэтому после обработки на металлорежущих станках и высокого отпуска (650° С) их подвергают закалке без обработки холодом; отпуск проводят при 130—135° С в течение 24 ч.

Плитки длиной 5—100 мм перед закалкой подвергают нормализации. Далее проводят закалку с охлаждением в масле (40—60° С). Охлаждение в горячих средах (ступенчатая и изотермическая закалка) приводит к увеличению количества остаточного аустенита. После закалки плитки охлаждают до минус 70° С (обработка холодом) и подвергают отпуску при 110—130° С в течение 24—48 ч (для сохранения высокой твердости). Такой отпуск не изменяет количества остаточного аустенита и может вызвать увеличение длины в процессе эксплуатации. Поэтому плитки длиной более 50 мм после первой обработки холодом отпускают при 120—125° С (2—3 ч), затем повторно охлаждают до минус 70° С и отпускают при 120—125° С в течение 2—3 ч. Рекомендуется обработку холодом и отпуск повторить 2—3 раза, в некоторых случаях до 6 раз.

Суммарная продолжительность всех отпусков должна быть равна продолжительности однократного отпуска (24—48 ч). После шлифования для снятия напряжений и повышения качества доводки плитки вторично отпускают (старение) при 120—135° С в течение 4—10 ч. Твердость плиток после термической обработки *HRC* 63—65.

Размеры плиток длиной более 100 мм в процессе эксплуатации изменяются значительно. Для них рекомендуется следующая обработка: закалка, отпуск при 270—290° С (для полного превращения аустенита) с получением твердости *HRC* 56—58; далее проводят

Таблица 30

Режимы старения высокоуглеродистой инструментальной стали (температура 150—160° С)

Диаметр или наименьшая толщина, мм	Выдержка в масляной ванне (ч) в зависимости от класса точности			
	I	II	III	IV и V
До 11	8	8	6	4
11—20	10	10	8	4
21—50	12	12	10	6
51—100	20	20	15	8
Св. 100	24	24	20	10

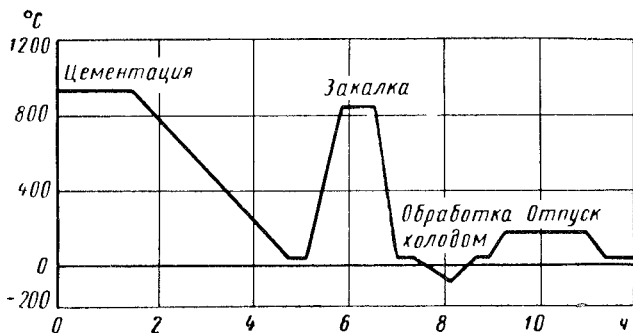


Рис. 191. График технологического процесса термической обработки цементуемой инструментальной стали

местную закалку торцов с нагревом в соляной ванне (2—2,5 мин) и охлаждением в воде и повторный отпуск при 120—130° С в течение 24 ч.

Измерительный инструмент (скобы, шаблоны), изготовленный из низкоуглеродистых цементуемых сталей (15, 20, 20X и др.), подвергают цементации на толщину 0,3—1,5 мм (в зависимости от толщины детали). Отношение толщины нецементованной зоны к толщине цементованного слоя должно быть не менее 2. Цементацию проводят при температуре 900—930° С. После цементации инструмент закаливают от 780—800° С с охлаждением в воде (сталь 20) или в масле (сталь 20X). Для предотвращения образования трещин и снижения деформации проводят ступенчатую закалку в горячих средах (инструмент из углеродистых сталей сечением до 8 мм, инструмент из легированных сталей сечением до 12—18 мм).

Для улучшения структуры сердцевины рекомендуется двойная обработка: первая закалка (нормализация) от 850—880° С, вторая закалка от 780—800° С.

Для уменьшения количества остаточного аустенита в цементованном слое инструментов повышенной точности рекомендуется проводить обработку холодом при температуре минус 50° С (рис. 191). Отпуск цементованного измерительного инструмента проводят при 150—180° С в течение 1—3 ч; далее (после шлифования) старение при 120—130° С в течение 6—9 ч. Искривление инструментов, возникающее при цементации и последующей термической обработке, устраняют при шлифовании или правкой (рихтовкой).

Плоский инструмент (линейки, угольники), изготовленный из среднеуглеродистых сталей (50, 55 и др.), подвергают закалке от 840—890° С (при нагреве с помощью т. в. ч. до 950—1040° С) с охлаждением в воде или водных растворах (5% NaCl, NaOH) и отпуску при 160—180° С с выдержкой 1,0—2,0 ч (HRC 50—54). Старение проводят при 120—130° С в течение 7—9 ч. Износившийся

инструмент (например, калибры из легированной стали) можно восстановить отпуском при 210—230° С в течение 2—5 ч вследствие распада остаточного аустенита.

Дефекты, возникающие при термической обработке измерительного инструмента: недостаточная твердость (недогрев и низкая скорость охлаждения при закалке, перегрев при отпуске), хрупкость (перегрев при закалке, недогрев при отпуске), «мягкие пятна» (неравномерный нагрев и охлаждение, загрязнение неметаллическими включениями), разъедание инструмента (недостаточная очистка соляных ванн от продуктов раскисления, охлаждение в загрязненных расплавах селитры, плохая промывка инструмента перед отпуском), образование трещин в результате обезуглероживания, окисления и при шлифовании, искривление (поводка) и др.

Основным условием предупреждения брака при термической обработке измерительного инструмента является соблюдение режимов термической обработки, проверка готовности оборудования и оснастки к выполнению технологии термической обработки, своевременная очистка и раскисление соляных ванн, контроль ванн охлаждения, предварительный контроль отдельных параметров инструмента и т. д.

ПРИЛОЖЕНИЕ

ТЕРМИНЫ ОСНОВНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ

Прочность — способность металлов выдерживать напряжения не разрушаясь под действием приложенных сил.

Предел прочности при растяжении — напряжение, равное отношению наибольшей нагрузки, предшествовавшей разрушению образца, к первоначальной площади сечения образца.

Предел текучести (физический) при растяжении — напряжение, при котором образец деформируется (течет) без заметного увеличения нагрузки.

Предел текучести (условный) при растяжении — напряжение, при котором образец получает остаточное удлинение, равное 0,2% первоначальной расчетной длины.

Пластичность — свойство металлов менять свою форму и размеры без разрушения под действием внешних сил.

Относительное удлинение — отношение абсолютного удлинения, т. е.ращения расчетной длины образца после разрыва, к его первоначальной расчетной длине, выраженное в процентах.

Относительное сужение — отношение абсолютного сужения, т. е. уменьшения площади поперечного сечения образца после разрыва, к первоначальной площади его поперечного сечения, выраженное в процентах.

Твердость — способность металла противодействовать вдавливанию в него более твердого металлического или алмазного наконечника.

Ударная вязкость — способность металла оказывать сопротивление действию ударных нагрузок.

Хрупкое разрушение — разрушение металла, происходящее без заметной пластической деформации.

Вязкое разрушение — разрушение металла, происходящее после значительной предварительной пластической деформации.

Хладноломкость — склонность некоторых металлов и сплавов при понижении температуры переходить от вязкого разрушения к хрупкому.

Критическая температура хрупкости — температура перехода металла от вязкого разрушения к хрупкому и наоборот.

Усталость — разрушение металла под действием повторно-переменных напряжений (циклов).

Предел выносливости — наибольшая величина максимального напряжения цикла, не вызывающего разрушения практически при очень большом числе циклов (10^7 и более).

Термическая усталость — склонность стали к образованию поверхностной сетки трещин при многократном нагреве и охлаждении.

Разгаростойкость — сопротивление стали термической усталости.

Жаростойкость (окалиностойкость) — способность металлов и сплавов противостоять окислению (окалинообразованию) при нагреве до высоких температур.

Жаропрочность — способность металлов и сплавов сохранять при повышенных температурах прочность, т. е. противостоять механическим нагрузкам.

Ползучесть — свойство металлов медленно и непрерывно деформироваться (ползти) в течение длительного времени при постоянной нагрузке и повышенных температурах.

Предел ползучести — напряжение, вызывающее деформацию заданной величины за определенный промежуток времени при заданной температуре.

Предел длительной прочности — напряжение, вызывающее разрушение при данной температуре за данный интервал времени.

Износостойкость — свойство металла оказывать сопротивление поверхностному износу.

Наклеп — поверхностное упрочнение металла при пластической деформации в холодном состоянии.

Теплостойкость — способность рабочей кромки стального инструмента сохранять в эксплуатации (при нагреве) структуру и свойства, необходимые для резания или деформирования.

Закаливаемость — способность стали к повышению твердости при закалке.

Прокаливаемость — способность стали воспринимать закалку на определенную глубину.

Синеломкость — хрупкость, возникающая при нагреве стали в интервале температур синего цвета побежалости ($\sim 300^{\circ}\text{C}$).

Отпускная хрупкость необратимая — снижение ударной вязкости стали при отпуске в интервале $250\text{—}400^{\circ}\text{C}$.

Отпускная хрупкость обратимая — снижение ударной вязкости некоторых легированных сталей после медленного охлаждения с температуры отпуска в интервале $450\text{—}650^{\circ}\text{C}$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ассонов А. Д. Технология термической обработки деталей машин. М., «Машиностроение», 1969, 264 с.
2. Блантер М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. М., «Металлургия», 1962, 269 с.
3. Воробьев В. Г. Технология термической обработки типовых машиностроительных деталей. М., НТО Машпром, 1972, 64 с.
4. Вульф Б. К. Термическая обработка титановых сплавов. М., «Металлургия», 1969, 376 с.
5. Вульф Б. К. Технология термической обработки полуфабрикатов и изделий из сплавов титана. М., НТО Машпром, 1972, 33 с.
6. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М., «Металлургия», 1975, 584 с.
7. Головин Г. Ф., Замятнин М. М. Высокочастотная термическая обработка. М., «Машиностроение», 1968, 228 с.
8. Гуляев А. П. Термическая обработка стали. М., Машгиз, 1960, 496 с.
9. Гуляев А. П. Структура и свойства стали после термомеханической обработки. М., НТО Машпром, 1972, 44 с.
10. Кальнер В. Д. Цементация и нитроцементация стали. М., НТО Машпром, 1973, 40 с.
11. Козловский И. С. Химико-термическая обработка шестерен. М., «Машиностроение», 1970, 232 с.
12. Колячев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1972, 480 с.
13. Лахтин Ю. М. Термическая обработка стали. Основы теории и технологии. М., НТО Машпром, 1973, 72 с.
14. Лахтин Ю. М. Прогрессивная технология химико-термической обработки стали. М., НТО Машпром, 1966, 48 с.
15. Лахтин Ю. М. Леонтьева В. П. Материаловедение. М., «Машиностроение», 1972, 510 с.
16. Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1970, 368 с.

17. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М., «Машиностроение», 1965, 492 с.

18. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М., «Металлургия», 1974, 400 с.

19. Райцес В. Б. Термическая обработка на металлургических заводах. М., «Металлургия», 1971, 248 с.

20. Рахштадт А. Г. Пружинные сплавы. М., «Металлургия», 1971, 496 с.

21. Рахштадт А. Г., Супов А. В. Технология термической обработки пружин и других упругих элементов. М., НТО Машпром, 1972, 36 с.

22. Сергейчев И. М., Печковский А. М. Термическая обработка режущего и измерительного инструмента. М., «Машиностроение», 1967, 224 с.

23. Филинов С. А., Фиргер И. В. Справочник термиста. М., «Машиностроение», 1975, 352 с.

24. Шепеляковский К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М., «Машиностроение», 1972, 288 с.

25. Шепеляковский К. З. Технология термической обработки стали при индукционном нагреве М., НТО Машпром, 1973, 52 с.

26. Шубин Р. П., Приходько В. С. Технология и оборудование термического цеха. М., «Машиностроение», 1971, 280 с.

О Г Л А В Л Е Н И Е

Введение	3
--------------------	---

Раздел первый ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Г л а в а I. Основные понятия теории термической обработки	7
§ 1. Факторы, влияющие на термическую обработку	7
§ 2. Термическая обработка и диаграмма состояния	7
§ 3. Превращения в стали при нагреве	8
§ 4. Превращения в стали при охлаждении	11
§ 5. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали)	31
§ 6. Старение стали	34
Г л а в а II. Практика термической обработки стали	37
§ 1. Время нагрева	37
§ 2. Химическое действие нагревающей среды	43
§ 3. Отжиг	49
§ 4. Нормализация	58
§ 5. Закалка	58
§ 6. Отпуск	72
§ 7. Обработка холодом	74
§ 8. Термомеханическая обработка	75
§ 9. Дефекты, возникающие при термической обработке	78
§ 10. Техника безопасности при термической обработке	81

Раздел второй МЕТОДЫ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Г л а в а III. Поверхностная закалка	84
§ 1. Общие сведения	84
§ 2. Индукционная закалка	85
§ 3. Техника безопасности при работе на установках индукционного нагрева	99
§ 4. Закалка при нагреве с помощью токов промышленной частоты . .	100
§ 5. Закалка при нагреве пламенем	101
§ 6. Закалка при нагреве в электролите	104

Глава IV. Общие закономерности химико-термической обработки.	105
Цементация	105
§ 1. Основные положения теории химико-термической обработки	105
§ 2. Влияние предварительной подготовки деталей на химико-термическую обработку	107
§ 3. Общие сведения о цементации	107
§ 4. Цементуемые стали	108
§ 5. Способы защиты поверхностей деталей от цементации	109
§ 6. Цементация в твердом карбюризаторе	110
§ 7. Цементация пастами	113
§ 8. Газовая цементация с применением газового карбюризатора	114
§ 9. Газовая цементация с применением жидкого карбюризатора	121
§ 10. Цементация высокохромистых сталей	122
§ 11. Термическая обработка цементованных деталей	123
§ 12. Високотемпературная цементация	125
§ 13. Структура и свойства цементованной стали	126
§ 14. Дефекты цементации и меры по их предупреждению	128
§ 15. Контроль качества цементованных деталей	132
§ 16. Техника безопасности	135
Глава V. Азотирование	135
§ 1. Основные положения теории азотирования, микроструктура и свойства азотированного слоя	135
§ 2. Стали для азотирования	139
§ 3. Предварительная термическая обработка	139
§ 4. Подготовка поверхности деталей к азотированию	140
§ 5. Режимы азотирования	141
§ 6. Антикоррозионное азотирование	142
§ 7. Способы ускорения процесса азотирования	143
§ 8. «Мягкое азотирование» (низкотемпературное цианирование)	144
§ 9. Дефекты и контроль качества азотированных деталей	145
Глава VI. Цианирование	146
§ 1. Особенности совместной диффузии углерода и азота в сталь	146
§ 2. Жидкостное цианирование	146
§ 3. Нитроцементация (газовое цианирование)	151
§ 4. Низкотемпературная нитроцементация конструкционных сталей	158
§ 5. Низкотемпературное цианирование и нитроцементация быстрорежущих сталей	158
§ 6. Техника безопасности	161
Глава VII. Диффузионное насыщение металлами и металлоидами	162
§ 1. Общие сведения	162
§ 2. Алитирование	162
§ 3. Диффузионное хромирование	165
§ 4. Силицирование	167
§ 5. Борирование	169
§ 6. Сульфидирование и сульфацирование	171

Раздел третий

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЧУГУНА И СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Глава VIII. Термическая обработка чугуна	174
§ 1. Отжиг	174
§ 2. Нормализация	178
§ 3. Закалка	178
§ 4. Химико-термическая обработка	180

Глава IX. Термическая обработка сплавов цветных металлов	181
§ 1. Алюминиевые сплавы	181
§ 2. Магниеые сплавы	189
§ 3. Медь и медные сплавы	191
§ 4. Титановые сплавы	194
§ 5. Техника безопасности	200

Раздел четвертый

ПРИМЕРЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ И ДЕТАЛЕЙ

Глава X. Термическая обработка полуфабрикатов и сварных конструкций	201
§ 1. Слитки	201
§ 2. Отливки	203
§ 3. Поковки	206
§ 4. Сортовой прокат	208
§ 5. Проволока	210
§ 6. Листы	213
§ 7. Трубы	216
§ 8. Сварные конструкции	217
Глава XI. Термическая обработка деталей машин	220
§ 1. Коленчатые валы	220
§ 2. зубчатые колеса	222
§ 3. Полуоси	229
§ 4. Клапаны двигателей внутреннего сгорания	231
§ 5. Пружины и рессоры	233
§ 6. Детали подшипников	239
§ 7. Контроль качества деталей	244
§ 8. Очистные и отделочные операции	245

Раздел пятый

ПРИМЕРЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТА

Глава XII. Термическая обработка режущего инструмента	248
§ 1. Инструментальные стали	248
§ 2. Окончательная термическая обработка	258
§ 3. Дополнительная термическая обработка	264
§ 4. Контроль качества	266
§ 5. Брак и меры его устранения	267
§ 6. Термическая обработка резцов	269
§ 7. Термическая обработка сверл	271
§ 8. Термическая обработка фрез	273
§ 9. Термическая обработка метчиков	274
§ 10. Термическая обработка протяжек	276
§ 11. Термическая обработка круглых плашек	277

310

Глава XIII. Термическая обработка инструмента для деформирования металла в холодном и горячем состоянии и измерительного инструмента	279
§ 1. Стали для инструмента холодного деформирования	279
§ 2. Штампы холодного деформирования	282
§ 3. Стали для молотовых штампов	287
§ 4. Молотовые штампы	291
§ 5. Стали для измерительного инструмента	296
§ 6. Предварительная термическая обработка измерительного инструмента	298
§ 7. Окончательная термическая обработка измерительного инструмента	298
Приложение	304
Список литературы	306

**Алексей Иванович Самохоцкий,
Нина Григорьевна Парфеновская**

**ТЕХНОЛОГИЯ
ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ
МЕТАЛЛОВ**

Редактор издательства *И. И. Лесниченко*
Технический редактор *Л. Т. Зубко*
Корректор *А. А. Снащина*
Переплет художника *Л. С. Вендрова*

Сдано в набор 9/IX 1975 г.
Подписано к печати 17/XII 1975 Т-18277
Формат 60×90^{1/16} Бумага типографская № 2.
Усл. печ. л. 19,5. Уч.-изд. л. 19,9. Тираж 25 000 экз.
Заказ № 517. Цена 77 коп.

Издательство «Машиностроение», 107885,
Москва, Б-78, 1-й Басманный пер., 3

Ленинградская типография № 6
Союзполиграфпрома при Государственном
комитете Совета Министров СССР по делам
издательств, полиграфии и книжной торговли
193144, Ленинград, С-144, ул. Моисеенко, 10